

Beitrag zur Entwicklung naturharter
Aluminiumzylinderkopfgusswerkstoffe

Dissertation

zur Erlangung des Doktorgrades

der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Andreas Wüstenhagen
aus Wernigerode

genehmigt von der Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften
der Technischen Universität Clausthal,

Tag der mündlichen Prüfung
09.05.2014

Vorsitzende/ Vorsitzender der Promotionskommission
Herr Prof.Dr.rer.nat. Albrecht Wolter

Hauptberichterstattein
Frau Prof.Dr.-Ing. Babette Tonn

Mitberichterstattein
Herr Prof.Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek

Veröffentlichungen über den Inhalt der Arbeit sind nur nach vorheriger Genehmigung der Volkswagen AG zugelassen. Ergebnisse, Meinungen und Schlüsse dieser Dissertation sind nicht notwendigerweise die der Volkswagen AG.

Inhaltsverzeichnis

Eidesstattliche Erklärung	7
Lebenslauf	8
Danksagung	9
1 Einleitung	10
1.1 Motivation	10
1.2 Zielstellung	11
2 Grundlagen	13
2.1 Verfestigungsmechanismen	13
2.1.1 Versetzungen und Versetzungsbewegung	13
2.1.2 Verformungsverfestigung	15
2.1.3 Feinkornverfestigung	16
2.1.4 Mischkristallverfestigung	16
2.1.4.1 Gitterparameter-Effekt	17
2.1.4.2 Schubmodul-Effekt	17
2.1.4.3 Suzuki-Effekt	18
2.1.5 Dispersionsverfestigung	18
2.1.6 Ausscheidungshärtung	19
2.2 Zylinderköpfe und -werkstoffe	20
2.2.1 Aufgaben des Zylinderkopfes	21
2.2.2 Beanspruchungen des Zylinderkopfes	22
2.2.3 Anforderungen an Zylinderkopfwerkstoffe	24
2.3 Naturharte Aluminiumlegierungen	29
2.4 Einfluss der Legierungselemente auf die mechanischen und gießtech- nologischen Eigenschaften von Al-Gusslegierungen	30
2.4.1 Silizium	31

2.4.2	Kupfer	31
2.4.3	Nickel	34
2.4.4	Magnesium	35
2.4.5	Eisen	37
2.4.6	Mangan	38
2.4.7	Titan und Zirkonium	38
2.4.8	Chrom	40
2.4.9	Strontium und Calcium	40
2.4.10	Beryllium	42
3	Durchführung der Experimente	43
3.1	Versuchsplan	43
3.2	Herkunft der Ausgangszusammensetzungen	49
3.2.1	AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4	49
3.2.2	AlMg7Si5Mn	50
3.3	Thermodynamische Berechnungen	52
3.4	Probenherstellung und Bestimmung der Eigenschaften der Versuchs- legierungen	54
3.4.1	Schmelzeherstellung	54
3.4.2	Probestäbe für Gefügeuntersuchungen, Zugversuche und Be- stimmung des Wärmeausdehnungskoeffizienten	56
3.4.3	Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften	58
3.4.4	Zugversuche	60
3.4.5	Bestimmung des Wärmeausdehnungskoeffizienten	60
3.4.6	Auflicht- und rasterelektronenmikroskopische Gefügeunters- chungen	61
4	Ergebnisse und Diskussion	63
4.1	Untersuchung der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) .	63
4.1.1	Zusammenfassung	69
4.2	Untersuchung der Ausgangszusammensetzungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 im Vergleich zu den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)	71
4.2.1	Erstarrungsrechnung der Legierungen AlSi12,9Cu1,5- Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 sowie der Referenzle- gierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)	71

4.2.2	Vergleich der Gefüge und mechanischen Eigenschaften der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 mit den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) . . .	75
4.2.3	Gießtechnologische Eigenschaften der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 im Vergleich zu den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)	86
4.2.4	Wärmeausdehnungskoeffizient	89
4.2.5	Zusammenfassung	90
4.3	Weiterentwicklung der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 durch Zugabe von Übergangselementen . .	91
4.3.1	Erstarrungsrechnungen nach der Zugabe von Übergangselementen	91
4.3.2	Auswertung der Gießversuche	98
4.3.2.1	Einfluss von 0 bis 0,4 Gew.-% Zr	98
4.3.2.1.1	Gefüge und mechanische Eigenschaften . . .	98
4.3.2.1.2	Gießtechnologische Eigenschaften	103
4.3.2.2	Einfluss von 0 bis 0,4 Gew.-% Cr	104
4.3.2.2.1	Gefüge und mechanische Eigenschaften . . .	104
4.3.2.2.2	Gießtechnologische Eigenschaften	108
4.3.2.3	Einfluss von 0,2 bis 1,0 Gew.-% Mn	109
4.3.2.3.1	Gefüge und mechanische Eigenschaften . . .	109
4.3.2.3.2	Gießtechnologische Eigenschaften	113
4.3.2.4	Einfluss von 0 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60 bis 120 ppm Ca	114
4.3.2.4.1	Gefüge und mechanische Eigenschaften . . .	114
4.3.2.4.2	Gießtechnologische Eigenschaften	117
4.3.2.5	Vergleich mit Referenzlegierungen	119
5	Zusammenfassung und Ausblick	124
	Literaturverzeichnis	127
	Abbildungsverzeichnis	134
	Tabellenverzeichnis	139
	Symbolverzeichnis	142

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass ich die bei der Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften der Technischen Universität Clausthal eingereichte Dissertation selbstständig und ohne unerlaubte Hilfe verfasst und die benutzten Hilfsmittel vollständig angegeben habe.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name:	Andreas Wüstenhagen
Geburtsdatum, -ort:	11.02.1984, Wernigerode
Staatsangehörigkeit:	Deutsch
Familienstand:	verheiratet, 2 Kinder

Aktuelle Tätigkeit

seit 01.02.2011	Qualitätsbeauftragter und Projektmanager Chemex GmbH Delligsen
-----------------	--

Berufsausbildung und -tätigkeit

10/03-09/07	Studium der Metallurgie Technische Universität Clausthal Abschluss: Diplom-Ingenieur
10/07-01/11	Wissenschaftlicher Mitarbeiter Arbeitsgruppe Gießereitechnik Institut für Metallurgie Technische Universität Clausthal

Schulbildung

08/90-06/94	Grundschule Ilsenburg
08/94-06/03	Gymnasium Ilsenburg, Abschluss: Abitur

Andreas Wüstenhagen

Danksagung

Ich möchte an dieser Stelle allen danken, die mir die Anfertigung dieser Arbeit erst möglich gemacht haben. Frau Prof.Dr.-Ing. Babette Tonn danke ich für die gute Betreuung meiner Arbeit und das große Durchhaltevermögen beim Korrekturlesen der Arbeit. Es hat mir immer Spaß gemacht, ein Mitarbeiter der AG Tonn zu sein. Herrn Prof.Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek danke ich für die Übernahme des Zweitgutachtens. Den Firmen Volkswagen AG und Rheinfelden Alloys danke ich für die Unterstützung bei der Realisierung dieses Forschungsvorhabens. Meinen ehemaligen Kollegen Dr.-Ing. Hennadiy Zak und Dr. Kostyantyn Gzovsky danke ich für die zahlreichen fruchtbaren Diskussionen, die mich manches Problem bei meiner Arbeit zu meistern halfen. Auch bei Dr. Sönke Vogelgesang und Carsten Reeb möchte ich bedanken, da sie mich dazu ermutigt haben, wissenschaftlicher Mitarbeiter zu werden. Zusammen mit meinen ehemaligen Kollegen Dr. Andreia Sommerfeld, Lutz Dekker, Olga Zak, PhD. Oleksy Starykov, Wojciech Krupa, Lisa Dressel und Sebastian Hellfeier war die AG Tonn ein tolles Team, auf dessen Hilfe man sich immer verlassen konnte.

Den Studenten Steven Blenke und Peter Czogalla danke ich für die praktische Unterstützung bei den Versuchen. Herrn Edwin Steinke, Sebastian Fischer, Bernd Brinkhaus und Frau Silke Lenk sei für die Bearbeitung der zahllosen Proben gedankt. Der Arbeitsgruppe Umformtechnik am IMET unter Leitung von Herrn Prof.Dr.-Ing. Palkowski verdanke ich die Möglichkeit, Dilatometeruntersuchungen durchzuführen. Außerdem danke ich Herrn Prof. Schmidt-Fetzer für die Möglichkeit, Erstarrungssimulationen zu rechnen. Frau Roswitha Metzger gehört mein Dank für ihre große Geduld.

Mein Dank gilt auch den vielen Mitarbeitern in der Verwaltung und der Technik des Instituts für Metallurgie, die mir hilfreich bei meinen Problemen zur Seite standen und meinen bisher noch nicht genannten Kollegen vom IMET und der TUC, die ich in dieser Zeit kennengelernt habe. Es war eine sehr schöne Zeit.

Zum Schluß möchte ich meinen Eltern und Großeltern, meinen Schwiegereltern und meiner Frau Barbara und meinen Kindern Jan und Anna danken für die große Unterstützung und die vielen motivierenden Gespräche.

Kapitel 1

Einleitung

1.1 Motivation

Mit der Entwicklung effizienter arbeitender Verbrennungsmotoren stieg der Bedarf an innovativen, qualitativ hochwertigen Gusslegierungen stark an, da der höhere Wirkungsgrad der Motoren durch eine Erhöhung der Arbeitstemperaturen und -drücke erkauft wurde. Aktuelle Dieselmotoren arbeiten mit Spitzentemperaturen von bis zu 250°C und Einspritzdrücken von bis zu 180 bar [1]. So können Leistungsdichten von 60 kW/l erreicht werden. Im kommenden Jahrzehnt werden Zünddrücke über 200 bar und Temperaturen über 250°C erwartet, die eine Leistungsdichte von 100 kW/l in Dieselmotoren erzeugen [1, 2, 3]. Gleichzeitig werden die PKW-Emissionsgrenzwerte durch den Gesetzgeber immer weiter gesenkt, Abbildung 1.1. Die Europäische Union hat hierbei eines der strengsten Umweltgesetze weltweit. Sie begrenzt die Emission von CO₂ pro gefahrenen km für PKW auf ca. 131 g/km 2010 und sogar 95 g/km 2020. Zusätzlich wird das Motorengewicht reduziert, um den Kraftstoffverbrauch weiter zu verringern [3, 4, 5]. All diese Entwicklungen belasten die derzeit eingesetzten Aluminiumlegierungen über ihre Leistungsgrenze hinaus [1, 2, 3, 4]. Sie machen die Entwicklung neuer Gusslegierungen mit besseren Eigenschaften zu einer zwingenden Voraussetzung für die Weiterentwicklung der Diesel- und Ottomotoren.

Als zusätzliche Triebkräfte für die Entwicklung neuer Gusslegierungen erwiesen sich der verschärfende internationale Wettbewerb und der starke Preisdruck, dem die Gießereien vor allem im letzten Jahrzehnt ausgesetzt waren [4, 5, 6].

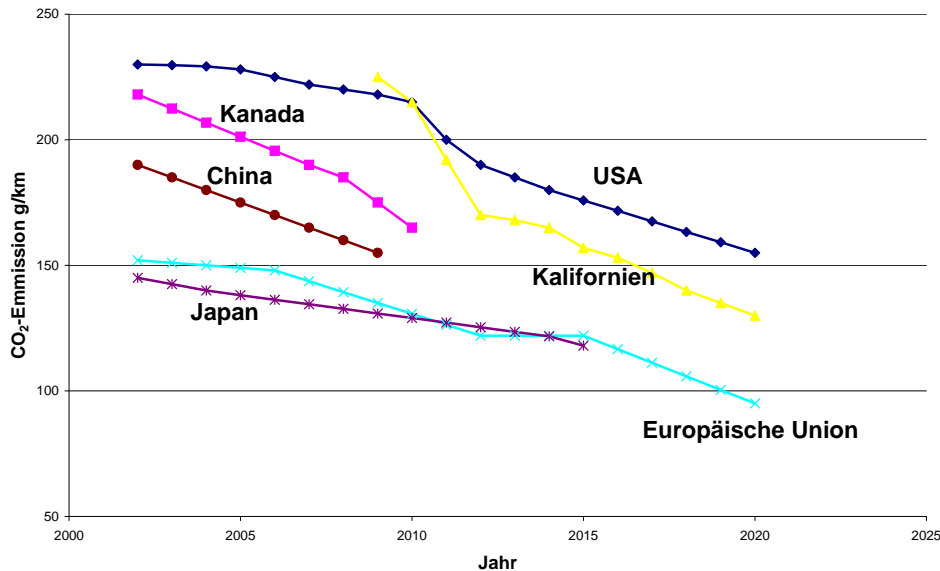


Abbildung 1.1: Weltweite Entwicklung der Emissionsgrenzwerte für Kohlenstoffdioxid pro gefahrenen Kilometer (g/km) für PKW [5]

1.2 Zielstellung

Besonders wichtig ist die Weiterentwicklung von Werkstoffen für die Herstellung von Zylinderköpfen. Diese Bauteile sind der limitierende Faktor bei der Entwicklung besserer Verbrennungsmotoren. Effizientere Motoren sind nur dann möglich, wenn die verwendeten Zylinderkopfgusslegierungen den steigenden Anforderungen gerecht werden. Insbesondere die Warmfestigkeit spielt hierbei eine Schlüsselrolle. Nur die Bauteile mit einer erhöhten Warmfestigkeit können den Anforderungen des Motorenbetriebs bei erhöhten Temperaturen und erhöhten Drücken weiterhin Stand halten. Bisher wurden die Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) für die Herstellung von Zylinderköpfen eingesetzt. Diese Legierungen müssen T6-wärmebehandelt werden, um den starken thermomechanischen Belastungen im Brennraumbereich des Zylinderkopfes zu widerstehen. Auf der Suche nach Lösungen, wie die Herstellungskosten für Zylinderköpfe weiter reduziert werden können, muss auch die Festigkeit der neuen Legierungen verbessert werden, um effizientere Motoren bauen zu können. Darüber hinaus sind die gießtechnologischen Eigenschaften sehr wichtig. Denn diese Eigenschaften legen fest, ob eine Legierung später industriell verarbeitet werden kann [7] oder eine Nischenstellung einnimmt.

Das Ziel des Projektes war die Erarbeitung einer technologisch-wissenschaftlich fundierten Basis zur gezielten Einstellung einer hohen Warmfestigkeit in Al-Si-Cu-Mg-Legierungen im Gusszustand und nach Vorauslagerung bei 250°C für 100 h. Das

Eigenschaftsprofil dieser Werkstoffe sollte darüber hinaus gute gießtechnologische Eigenschaften im Vergleich zu den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) zeigen. Bei der Bearbeitung des Forschungsthemas wurden neue Erkenntnisse über die Wirkungsweise der Legierungselemente Zr, Cr, Mn und die Wirkung der kombinierten Zugabe von Ti und Ca gewonnen. Die Referenzlegierungen werden bei der Volkswagen AG für die Herstellung von Zylinderköpfen eingesetzt.

Am besten geeignet zur Erfüllung des Projektziels sind eutektische Legierungen. Es wurden im Rahmen eines Screenings die in Frage kommenden Systeme Al-Si-Cu und Al-Si-Mg auf ihre Eignung für die Entwicklung naturharter Aluminiumlegierungen für thermisch wechselbelastete Motorenkomponenten getestet. Nach der Durchführung von Erstarrungsrechnungen wurden die Gefüge, die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften untersucht sowie der Wärmeausdehnungskoeffizient gemessen. Aufbauend auf diesen Ergebnissen wurde die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 für eine Weiterentwicklung ausgewählt. Es wurden passende Legierungselemente ausgewählt und deren Einfluss auf die Makrostruktur, die auftretenden Phasen, die gießtechnologischen Eigenschaften und mechanischen Eigenschaften untersucht und somit optimale Gehalte der Elemente ermittelt. Diese Versuche wurden unter definierten Laborbedingungen durchgeführt.

Diese Arbeit soll damit einen Beitrag leisten, die mechanischen Eigenschaften von Zylinderkopfgusslegierungen zu verbessern, die Herstellungskosten zu senken und somit die Weiterentwicklung von Verbrennungsmotoren zu ermöglichen.

Kapitel 2

Grundlagen

2.1 Verfestigungsmechanismen

Für die Entwicklung naturharter Aluminiumlegierungen ist es notwendig, die Mechanismen näher zu betrachten, durch welche sich die Festigkeit von Aluminiumlegierungen erhöhen lassen. Versetzungen sind Träger der plastischen Verformungen von metallischen Werkstoffen. Daher wird im ersten Abschnitt auf die Eigenschaften von Versetzungen eingegangen. In den darauf folgenden Abschnitten wird beschrieben, wie die Bewegung von Versetzungen durch Verformungsverfestigung, Feinkornverfestigung, Mischkristallverfestigung, Dispersionsverfestigung und Ausscheidungsverfestigung behindert wird.

2.1.1 Versetzungen und Versetzungsbewegung

Wirkt eine hinreichend große Schubspannung auf einen duktilen Werkstoff, so wird dieser plastisch verformt [8]. Unter Beibehaltung der Kristallstruktur kann dies nur passieren, wenn sich ganze Kristallbereiche längs einer Atomebene verschieben [8, 9]. Die Ebenen des Gitters werden während der plastischen Verformung nicht gleichzeitig, sondern nacheinander verschoben. Diese nacheinander ablaufende Abscherung der einzelnen Kristallebenen wird als Versetzung bezeichnet und ist energetisch weitaus günstiger als das starre Abgleiten ganzer Kristallebenen [8, 9, 10]. Somit sind Versetzungen die Träger der plastischen Verformung in duktilen Werkstoffen [8, 9, 10]. Sie treten in zwei Formen auf, als Stufen- und als Schraubenversetzungen [8].

Die Versetzungsarten erzeugen unterschiedliche Spannungsfelder im Kristallgitter. Bei Betrachtung einer Schraubenversetzung in Zylinderkoordinaten lässt sich das

sie umgebende Spannungsfeld als eine Schubspannung darstellen, die in radialer Ebene in axialer Richtung wirkt [9]. Gleitet eine Stufenversetzung durch das Gitter, wird das Gitter durch die Versetzung oberhalb der Gleitebene komprimiert. Es entstehen Druckspannungen. Unterhalb der Stufenversetzung wird das Gitter so weit gedehnt, dass Zugspannungen entstehen. Es treten daher Schubspannungen und Normalspannungen auf [9]. Es existieren zahlreiche Gesetze, welche die Bewegung der Versetzungen beschreiben (z.B. Orowangleichung, usw.), die an entsprechender Stelle nachzulesen sind, z.B. [8, 9].

Ob die kritische Schubspannung eines Gleitsystems, die sog. Peierlsspannung, überschritten wird, ist nicht nur von der anliegenden Spannung abhängig, sondern auch vom Winkel zwischen Spannung und Gleitsystem [8, 9, 10].

Versetzungen verzerren das sie umgebende Gitter elastisch. Über diese Verzerrungen beeinflussen sie sich gegenseitig. Die Kraft, welche durch das Spannungsfeld einer Versetzung auf eine andere Versetzung ausgeübt wird, kann durch die Peach-Koehler-Gleichung beschrieben werden [9]. Mit dieser Gleichung kann die Spannung berechnet werden, die aufgebracht werden muss, um eine Versetzung durch das Spannungsfeld einer parallelen, primären Versetzung vorbei zu bewegen. Diese Spannung ist vom Schubmodul G des Basismaterials und dem mittleren Abstand der parallelen Versetzungen abhängig [8].

Außerdem muss der Fall betrachtet werden, wenn sich zwei Versetzungen schneiden. Dies tritt auf, wenn eine Versetzung auf einer sekundären Gleitebene eine primäre Gleitebene durchstößt und auf eine hier gleitende Versetzung trifft. Als Folge dessen werden Stufen in beiden Versetzungen erzeugt. Die Bildung von Stufen führt zur Erhöhung der notwendigen Spannung für eine weitere Versetzungsbewegung [8, 9].

Die Versetzungsbewegung ist der Träger der plastischen Verformung metallischer Werkstoffe. Der Beginn dieser plastischen Verformung wird durch die Dehngrenze R_p angegeben. Messtechnisch erfassbar ist dieser Wert durch Bestimmung der Dehngrenze $R_{p0,2}$ im Zugversuch.

Die Peierlsspannung ist als ein Potentialberg zu verstehen [9]. Die Versetzungen müssen diesen Energieberg überwinden, um sich bewegen zu können. Erhöht sich die Temperatur, kann durch Stufenbildung eine Versetzung partiell die erforderliche Energie aufbringen, um die Peierlsspannung zu überwinden, d.h. einzelne Versetzungen überwinden die Peierls-Spannung. Je höher die Temperatur ist, desto größer ist die Tendenz zur Bildung von Stufen, und um so kleiner sind die Peierlsspannung und somit die Festigkeit [9].

Bei Anliegen einer konstanten Spannung bei hohen Temperaturen treten plastische

Verformungen auf [8]. Das Material verhält sich wie eine hochviskose Flüssigkeit und gibt auch Spannungen nach, die unter der Dehngrenze des Werkstoffes liegen. Dieser Prozess wird als Kriechen bezeichnet. Das Kriechen hängt von der angelegten Spannung, der Temperatur, dem Diffusionskoeffizienten und der Stapelfehlerenergie des Materials ab [8]. Die plastische Verformung wird durch das Klettern der Stufenversetzungen im Material verursacht. Die Diffusion von Leerstellen, welche bei hohen Temperaturen ($D \propto T^{\frac{3}{2}}$) sehr schnell und in großem Maße abläuft, erleichtert hierbei das Klettern.

In der Vergangenheit wurden 5 Mechanismen identifiziert und beschrieben, die die Bewegung der Versetzungen behindern und dadurch die Festigkeit des Werkstoffes erhöhen. Diese Mechanismen sind die Verformungsverfestigung, Feinkornverfestigung, Mischkristallverfestigung, Dispersionsverfestigung und Ausscheidungsverfestigung. In den folgenden Abschnitten werden diese Mechanismen näher erläutert.

2.1.2 Verformungsverfestigung

Die Verformungsverfestigung spielt für die Entwicklung naturharter Aluminiumlegierungen keine Rolle. Es soll aber dennoch kurz erklärt werden, um ein vollständiges Bild der Verfestigungsmechanismen zu erhalten. Nach [9] läuft die Verformungsverfestigung folgendermaßen ab. Nach Überschreiten der kritischen Schubspannung kommt es zur Versetzungsbewegung im Kristall. Diese verläuft relativ ungehindert, d.h. die Versetzungen können weite Wege zurücklegen. Einige Versetzungen bleiben während der Bewegung aber stehen und zwingen damit andere Versetzungen, auf andere Gleitsysteme auszuweichen. Diese erfordern höhere Schubspannungen für eine weitere Versetzungsbewegung aufgrund ihrer Lage relativ zur Beanspruchungsrichtung. Die Festigkeit steigt leicht an. Nun treffen die Versetzungen auf den primären und sekundären Gleitsystemen aufeinander und erzeugen so unbewegliche Versetzungen (sog. Lomer-Cottrell-Locks [9]). Diese Locks stellen für nachfolgende Versetzungen ein unüberwindliches Hindernis dar. Die nachfolgenden Versetzungen stauen sich daher im Kristall auf und verstärken die Verzerrung des Gitters durch das sie umgebende Spannungsfeld weiter. In diesem Bereich der Verformung werden viele neue Versetzungen gebildet. Diese können zum einen an der Oberfläche gebildet werden, zum anderen können Versetzungen innerhalb des Kristalls durch Versetzungsquellen gebildet werden. Der bekannteste Versetzungsquellenmechanismus ist der Frank-Read-Mechanismus, [8].

Dadurch steigt die Versetzungsdichte stark an [8, 9].

2.1.3 Feinkornverfestigung

Die im vorigen Abschnitt erläuterte Verformungsverfestigung betrachtete nur Vorgänge im Einkristall. Gussstücke aus technischen Aluminiumlegierungen bestehen aber aus einer Vielzahl von Körnern. Ihre Berührungspunkte, die Korngrenzen, sind unüberwindliche Hindernisse für Versetzungen [8, 9]. Die Ursache dafür liegt in den unterschiedlichen Gleitrichtungen in den verschiedenen Körnern [8].

Wird ein Vielkristall verformt, so werden zuerst die Gleitsysteme aktiviert, welche besonders günstig zur Beanspruchungsrichtung liegen [8, 9, 10]. Die Körner werden elastisch verformt. Diese Spannungen setzen sich über Korngrenzen hinweg fort. So wird schließlich die kritische Schubspannung in jedem Korn gleichzeitig überschritten und alle Körner werden plastisch verformt. Da die Korngrenzen aber eine Weiterbewegung der Versetzungen unmöglich machen, stauen sich diese vor der Korngrenze auf. Dabei ist die Versetzungsdichte direkt vor der Korngrenze am größten und nimmt mit zunehmendem Abstand von der Korngrenze ab [8, 9, 10].

Die Versetzungen vor den Korngrenzen können sich bis zur Mitte des Korns stauen. Auf die erste Versetzung direkt vor der Korngrenze wirkt die größte Spannung. Eine angelegte Schubspannung wird von den Rückspannungen der Versetzungen, die weiter von der Korngrenze entfernt sind, überlagert. Diese Spannungen setzen sich im benachbarten Korn fort. Die erzeugte Spannung wird durch die Hall-Petch-Beziehung beschrieben [10]. An ihr ist sehr leicht nachzuvollziehen, dass eine Verringerung der Korngröße eine Erhöhung der kritischen Schubspannung zur Folge hat, also zu einer Verfestigung des Werkstoffes führt. Eine Verringerung der Korngröße wird in untereutektischen Al-Si-Legierungen durch die Zugabe von Fremdsubstraten erreicht, auf denen der α -Mischkristall kristallisieren kann, da diese Fremdkeime eine sehr gute Benetzbarkeit durch die Schmelze erlauben. Diese heterogene Keimbildung wird in Al-Legierungen durch die Zugabe von z.B. Titan oder Zirkonium erzielt. Die Kristallisation der Schmelze beginnt an vielen Punkten gleichzeitig. Die Anzahl der Körner steigt, die Korngröße sinkt. So können Korngrößen von bis zu $125\text{ }\mu\text{m}$ in Al-Si-Legierungen erzielt werden [11]. Außerdem wird die Größe der intermetallischen Phasen reduziert.

2.1.4 Mischkristallverfestigung

Neben einer Verfestigung des Werkstoffes durch Kornfeinung oder Verformung kann durch Zugabe geeigneter Legierungselemente die Festigkeit eines Werkstoffes deutlich verbessert werden. Einige Elemente bilden mit Aluminium interstitielle oder substitutionelle Mischkristalle [8]. Diese Mischkristallbildung behindert die Verset-

zungsbewegung, was auf 3 Effekte zurückgeführt werden kann [8]:

- Gitterparameter-Effekt (oder paraelastische Wechselwirkung)
- Schubmodul-Effekt (oder dielastische Wechselwirkung)
- Suzuki-Effekt (oder chemische Wechselwirkung)

2.1.4.1 Gitterparameter-Effekt

Aufgrund des Größenunterschieds der Fremdatome im Vergleich zu den Matrixatomen kommt es zu Verzerrungen innerhalb des Kristallgitters [9]. Sind die Fremdatome größer als die Matrixatome, wird das Gitter elastisch komprimiert. Sollten die Fremdatome kleiner sein als die Matrixatome, so wird das Gitter elastisch gedehnt. Stufenversetzungen verzerren das Gitter ebenfalls elastisch. Die Fremdatome lagern sich daher bevorzugt an Stufenversetzungen an. Die durch die Fremdatome in das Gitter eingebrachte Energie wird verringert. Bewegt sich die Versetzung weiter, so muss diese Energie zusätzlich aufgewendet werden, was die kritische Schubspannung und somit die Festigkeit erhöht. Die Größe der Wechselwirkung und damit der Festigkeitsgewinn ist vom Gehalt des Legierungselements im Al-Mischkristall und dem Unterschied der Atomradien abhängig [8, 9, 12]. Da nur wenige Elemente eine ausreichende Löslichkeit aufweisen, beschränken sich die für eine Mischkristallverfestigung zur Verfügung stehenden Elemente auf die in Tabelle 2.1 dargestellten.

Tabelle 2.1: Löslichkeit im α -Mischkristall und Atomradiendifferenz zwischen Element und Aluminium für verschiedene mischkristallverfestigende Elemente geordnet nach der Atomradiendifferenz [12, 13]

Element	Löslichkeit bei 300°C Gew. - %	$ \Delta r $ %
Cr	0,1	12,7
Mn	0,2	11,3
Cu	0,6	10,7
Mg	6,6	10,6
Si	0,07	3,8

2.1.4.2 Schubmodul-Effekt

Der Schubmodul eines Fremdatoms unterscheidet sich von dem der Matrixatome. Da die Energie einer Versetzung vom Schubmodul des Gitters abhängig ist, durch

welches sie gleitet, wird durch den Schubmodulunterschied eine Kraft auf die Versetzung ausgeübt [8]. Die kritische Schubspannung wird erhöht.

2.1.4.3 Suzuki-Effekt

Die Stapelfehlerenergie eines Kristalls nimmt mit steigender Konzentration an Fremdatomen ab [8]. Dadurch wird die Aufspaltung von Versetzungen vereinfacht, die Aufspaltungsweite nimmt zu. Die Gesamtenergie wird reduziert. Fremdatome lagern sich daher bevorzugt an den Versetzungen an, denn so wird die Stapelfehlerenergie gesenkt. Schraubenversetzungen müssen wieder einschnüren, um quergleiten zu können. Dies ist mit einem Energieaufwand verbunden, wodurch die kritische Schubspannung erhöht wird.

2.1.5 Dispersionsverfestigung

Durch Zugabe vorrangig nichtmetallischer Teilchen kann die Festigkeit in Aluminiumlegierungen deutlich gesteigert werden. So wurde bereits in den 1960er Jahren die Sintered Aluminium Powders Technologie entwickelt, in welcher die Aluminiummatrix durch Zugabe von mikroskopisch kleinen Teilchen aus Aluminiumoxid, Bor, Borkarbid, Titanborid u.ä. verstärkt wird. Die Teilchengröße betrug zwischen 0,01 und 0,1 μm [14]. Diese Technologie wird bis heute weiter entwickelt, war aber aufgrund des hohen technischen Aufwandes und den damit verbundenen hohen Kosten bisher nur für Nischenanwendungen anwendbar.

Diese Einschlüsse können die Versetzungsbewegung stark behindern, da sie von der Versetzung nicht geschnitten werden können und daher umgangen werden müssen [8, 9, 14]. Hierbei muss sich eine Versetzung zwischen zwei inkohärenten Partikeln hindurchbewegen und wölbt sich aus. Eine Weiterbewegung der Versetzung führt zu einer weiteren Auswölbung und zu einer Absenkung der für die Versetzungsbewegung benötigten zusätzlichen Spannung. Bewegt sich die Versetzung noch weiter, so löst sich die ausgewölbte Versetzung von dem Teilchen und wandert weiter entlang ihrer Gleitebene. Um die Teilchen bleibt ein Versetzungsring zurück. Dieser Prozess wurde von Orowan das erste Mal beschrieben und wird daher Orowan-Mechanismus genannt [8]. Die gebildeten Versetzungsringe üben aufgrund ihres Spannungsfeldes eine Kraft aus, die der Versetzungsbewegung nachfolgender Versetzungen entgegengesetzt gerichtet ist. Nachfolgende Versetzungen benötigen also deutlich höhere Spannungen, um die Teilchen zu umgehen. Die resultierende kritische Schubspannung wird größer und die Dehngrenze erhöht sich. Die Erhöhung der kritischen Schubspannung wird groß, wenn der Volumenanteil der Teilchen groß ist und diese

einen sehr kleinen Durchmesser haben [9]. Somit ist auch der Abstand zwischen den Teilchen minimal. Durch eine weitere Versetzungsbewegung steigt die Spannung auf die Versetzungsringe an. Die Festigkeit nimmt weiter zu. Die Versetzungsringe werden immer stärker an die Partikel gepresst und können dadurch nur bis zu einem Grenzwert ansteigen. Wenn dieser überschritten wird, kommt es zu Entlastungsvorgängen [8].

2.1.6 Ausscheidungshärtung

Vorraussetzung für eine aushärtbare Legierung ist das Vorhandensein eines löslichen Elements in der Legierung, deren Löslichkeit mit der Temperatur stark abnimmt, z.B. Cu in Al-Si-Cu-Legierungen. Wird diese Legierung aus einem Ein-Phasen-Gebiet auf Raumtemperatur abgeschreckt, so bleiben die Cu-Atome im Wirtsgitter zwangsgelöst. Die Ausscheidung der groben Gleichgewichtsphase Al_2Cu (θ) wird zunächst unterdrückt. Während des Auslagerns bei erhöhten Temperaturen (z.B. 185°C [15]) entstehen dann kohärente und teilkohärente metastabile Phasen. Eine Versetzung kann durch kohärente und teilkohärente Ausscheidungen hindurchgleiten. Auf die Versetzung wirken hierbei Kräfte, die durch die paraelastische und dielastische Wechselwirkung (vergl. Kapitel 2.1.4) der Versetzung mit der Ausscheidungsmatrix hervorgerufen werden [9]. Bei der Bewegung einer Versetzung durch eine Ausscheidung werden die Atome der Ausscheidung entlang der Gleitebene um einen Burgersvektor abgeschert. Dieser Vorgang wird „Schneiden“ genannt. Die Energie zur Bildung der zusätzlichen Phasengrenzfläche muss durch die Versetzung aufgebracht werden [9]. Da die Stapelfehlerenergie der Ausscheidung sich von der des Wirtsgitters unterscheidet, verändert sich die Aufspaltungsweite der Versetzungen in der Ausscheidung [9]. Ist die Stapelfehlerenergie der Matrix kleiner, so muss die Aufspaltungsweite der Versetzung beim Übergang in das Teilchen verringert und somit eine zusätzliche Spannung aufgebracht werden. Im umgekehrten Fall wird das Aufbringen einer zusätzlichen Spannung beim Verlassen der Ausscheidung notwendig [9].

Die Erhöhung der Schubspannung ist somit vom Volumenanteil der Ausscheidungen, der Versetzungsenergie und dem Teilchendurchmesser r abhängig. Die Schubspannung kann die Orowan-Spannung nicht überschreiten. Überschreitet der Teilchenradius einen Grenzradius r_0 , so wird das Teilchen nicht mehr geschnitten, sondern durch den Orowan-Mechanismus umgangen. Die zur Umgehung der Teilchen notwendige Spannung nimmt mit $1/r$ ab, Abbildung 2.1 [9]. Das Maximum der Festigkeit wird genau beim Übergang des einen Mechanismus in den anderen

erreicht. Daher liegt das Maximum der Festigkeit in aushärtbaren Aluminiumlegierungen in dem Bereich, in welchem kohärente und teilkohärente Ausscheidungen gleichzeitig vorliegen. In der Vergangenheit wurde für zahlreiche Legierungssysteme dieser Verfestigungsmechanismus beobachtet. Er ist die Grundlage für den großen Erfolg der in Tabelle 2.2 dargestellten aushärtbaren Aluminiumlegierungen [7].

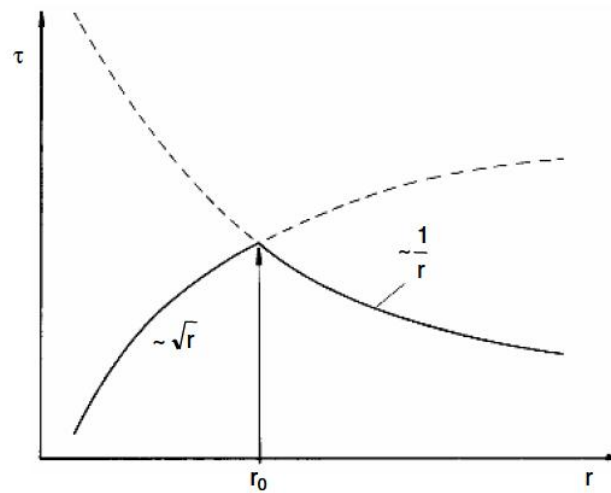


Abbildung 2.1: Festigkeitszu- bzw. -abnahme mit der Ausscheidungsgröße bei gleichbleibendem Volumenanteil der Ausscheidungen nach [8]

2.2 Zylinderköpfe und -werkstoffe

Aus den Aufgaben eines Zylinderkopfes ergeben sich die Beanspruchungen des Bauteils. Aus diesen können die Anforderungen an die Zylinderkopfgusswerkstoffe abgeleitet werden.

2.2.1 Aufgaben des Zylinderkopfes

Tabelle 2.2: Chemische Zusammensetzung und Phasenzusammensetzung aushärtbarer Systeme, nach [7]

System	Si Gew. - %	Mg Gew. - %	Cu Gew. - %	Zn Gew. - %	Zusammen- setzung der Eutektika	Verfestigende Phasen
Al-Si- Mg	6-11	0,1-0,6	-	-	(Al) + Si + Mg ₂ Si (M)	M', M''
Al-Si- Cu	7-13	-	1,5-5	-	(Al) + Si + Al ₂ Cu (θ)	θ' , θ''
Al-Si- Cu-Mg	4-23	0,2-1,1	0,5-8	-	(Al) + Si + Al ₂ Cu + Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ (Q)	β' , β'' , θ' , θ'' , S (Al ₂ CuMg)
Al-Si- Cu-Mg- Zn	6-10	0,1-0,5	0,3-1,5	0,5-1,2	(Al) + Si + M + Q	θ' , θ'' , β' , β'' , Q
Al-Mg- Zn	-	0,5-2,4	-	2,3-6,5	(Al) + MgZn ₂ (η) + Al ₃ Mg ₂ Zn (T)	η , η' , T'
Al-Zn- Mg-Cu	-	1,5-2,5	0,4-1,5	5-8	(Al) + η + Al- CuMgZn	η , η'

Die Motoren heutiger PKW sind nahezu ausschließlich Verbrennungsmotoren. Alternative Antriebe, wie Elektroantriebe etc. werden zwar angestrebt, sind aber aufgrund preislicher und technischer Defizite noch nicht konkurrenzfähig. Der Zylinderkopf ist ein sehr wichtiges Bauteil in den Verbrennungsmotoren, und er ist für eine weitere Erhöhung der Kraftstoffausbeute besonders wichtig [16, 17]. Er ist mit dem Zylinderkurbelgehäuse verschraubt. Zwischen Zylinderkopf und Zylinderkurbelgehäuse befindet sich die Zylinderkopfdichtung. Sie dichtet den Verbrennungsraum, die Kühlwasser- und Motorölkanäle ab. Abbildung 2.2 zeigt den Zylinderkopf eines PKW-Pumpe-Düse-Dieselmotors mit den wichtigsten konstruktiven Merkmalen. Zylinderköpfe bilden die obere Brennraumwand. Dies erklärt die hohen Anforderungen an die Steifigkeit des Bauteils, was durch einen festen Werkstoff und

eine entsprechende Verrippung erreicht wird. In den Zylinderkopf sind die Ein- und Auslassventile, die Ventileführungen und deren Schmierung, die Ventilsteuerung und in modernen Motoren das Einspritzventil integriert. Je nach Bauart des Motors enthalten die Zylinderköpfe zusätzliche verfahrenstypische Merkmale wie Zündkerze oder Glühkerze [16, 17]. Außerdem beinhaltet der Zylinderkopf Kühlkanäle und Kühlrippen. Die konstruktiven Merkmale des Zylinderkopfes machen die Erfüllung seiner Aufgaben möglich. Diese sind:

- Brennraumabdichtung,
- Bauteilintegration,
- Gaswechsel
- Wärmeabfuhr

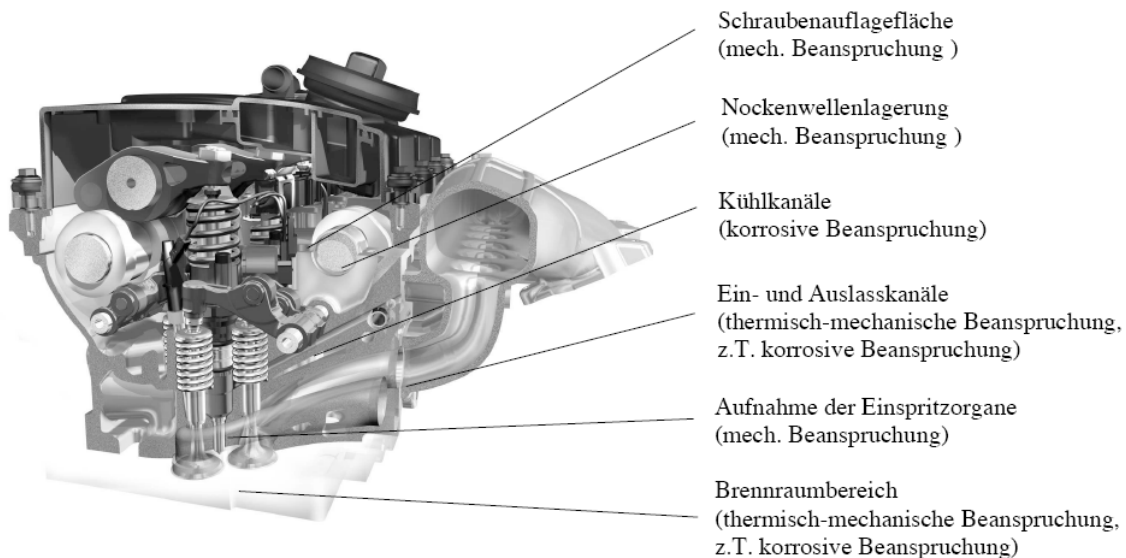


Abbildung 2.2: Zylinderkopf in einem PD-Dieselmotor [17]

2.2.2 Beanspruchungen des Zylinderkopfes

Die Belastungen von Zylinderköpfen steigen immer weiter an [1, 3, 6, 16]. Das am Zylinderkopf auftretende Lastkollektiv wird in statische und dynamische Beanspruchungen unterteilt. Die statischen Belastungen haben ihre Ursache in den Eigenspannungen des Zylinderkopfes, hervorgerufen durch die ungleichmäßige Abkühlung von Bereichen des Gussstücks mit unterschiedlichen Wanddicken, die Wärmebehandlung sowie das Einpressen von Ventilsitzringen und Ventileführungen.

Zu den statischen Belastungen zählen weiterhin die Spannungen, welche aus der Verschraubung des Zylinderkopfes resultieren. Diese Verschraubung verursacht bei den hohen Betriebstemperaturen (bis 250°C) Kriechen.

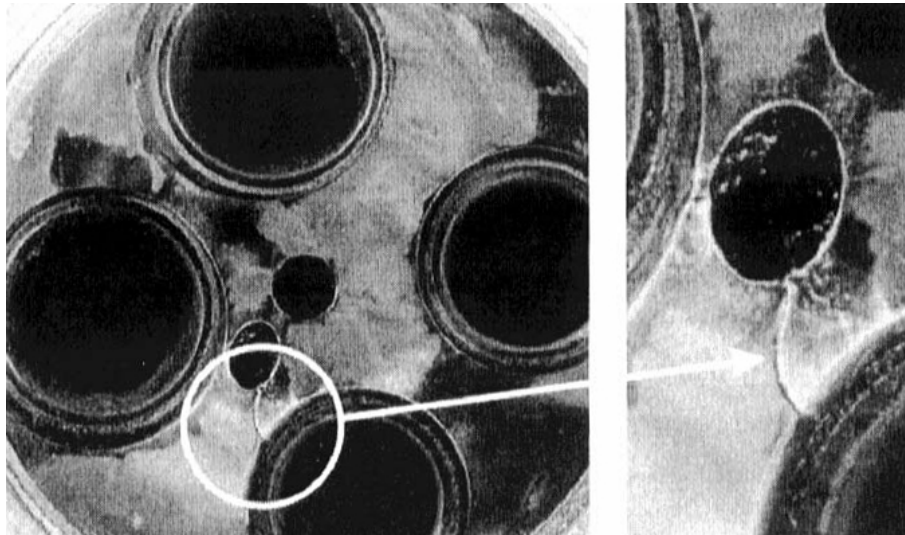


Abbildung 2.3: Riss am Steg zwischen Ein- und Auslassventil eines Zylinderkopfes [17]

Im Betrieb werden diese statischen Beanspruchungen von dynamischen mechanischen und thermisch-mechanischen Beanspruchungen überlagert. Ein besonders kritischer Bereich ist hierbei der Brennraumbereich des Zylinderkopfes. In diesem Bereich versagen die meisten Zylinderköpfe, Abbildung 2.3. Es gibt zwei dominierende Versagensmechanismen, Low-Cycle-Fatigue (LCF) und High-Cycle-Fatigue (HCF). LCF bezeichnet das Versagen des Bauteils aufgrund des langsamen Aufheizens und Abkühlens des Zylinderkopfes während des Motorenbetriebs. Während des Motorenbetriebs bildet sich im Bauteil ein Temperaturgradient. Darüber hinaus dehnt sich der Werkstoff bei Erwärmung aus und zieht sich durch die Abkühlung nach Abschalten des Motors zusammen. Der Zylinderkopfwerkstoff wird aber durch das ihn umgebende Material daran gehindert, und es kommt zur Bildung alternierender Zug- und Druckspannungen. Diese überschreiten oft die Dehngrenze und führen damit zu lokalen plastischen Verformungen. Nach dem Erreichen einer Grenzlastspielzahl führen diese Belastungen zum Bruch. Die zweite Art von dynamischen Beanspruchungen ist die HCF. Diese wird durch die Verbrennungsdrücke, Temperaturschwankungen, die Schwellkräfte der Einspritzelemente und die oszillierenden Massenkräfte von beweglichen Teilen, wie der Nockenwelle, erzeugt. Die minimale Bruchlastspielzahl N_B beträgt bei HCF 10^8 Schwingspiele. LCF ist für das Versagen

von Zylinderköpfen kritischer, da die Bruchlastspielzahl nur 10^4 bis 10^5 beträgt [18]. Darüber hinaus wird der Zylinderkopf durch das Kühlmedium angegriffen. Um eine ausreichende Kühlung von Zylinderköpfen zu gewährleisten, sind sie von zahlreichen Kühlkanälen durchzogen. Als Kühlflüssigkeit kommt in den meisten Fällen ein Gemisch aus Wasser, Glykol und einem Korrosionsschutzmittel zum Einsatz. Die Wände der Kühlkanäle werden durch das hindurchfließende Kühlmedium korrodiert [16]. Die an der Verbrennung teilnehmenden Reaktionspartner beanspruchen die Brennraumwand ebenfalls korrosiv.

2.2.3 Anforderungen an Zylinderkopfwerkstoffe

Eine hohe Dehngrenze bei Raumtemperatur und Betriebstemperatur ist für Aluminiumzylinderkopfliegierungen sehr wichtig. Die starken Belastungen während des Motorbetriebs, vergl. Kap.2.2.2, führen bei ungenügender Dehngrenze zum sofortigen Versagen des Bauteils. Eine hohe Dehngrenze wirkt sich auch positiv auf die Lebensdauer aus, da die plastischen Verformungen während der LCF- und HCF-Beanspruchung im Motorenbetrieb durch eine hohe Dehngrenze ausbleiben bzw. stark verringert werden. Dies führt zu einer Erhöhung der Lebensdauer bei Betriebstemperatur [24]. Die mechanischen Eigenschaften einer Aluminiumlegierung werden maßgeblich durch ihr Gefüge beeinflusst. Für die Erzielung einer hohen Festigkeit und somit einer hohen Lebensdauer ist eine geringe Korngröße und die feine Ausbildung der intermetallischen Phasen notwendig. So werden große Spannungskonzentrationen vermieden und die Versetzungsbewegung effektiv behindert, was zu einer Erhöhung der Dehngrenze führt. Die Festigkeit von Aluminiumlegierungen im Gusszustand ist am eutektischen Punkt am größten, Abbildung 2.4. Dies ist auf eine Überlagerung von Dispersionsverfestigung und Mischkristallverfestigung zurückzuführen, siehe Kapitel 2.1.4 und 2.1.5. Eigene Untersuchungen am System Al-Si haben dies bestätigt. Der Einfluss der Legierungselemente auf die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften wird in Kapitel 2.4 behandelt.

Auch ein geringer sekundärer Dendritenarmabstand (engl. dendrite arm spacing, DAS) ist für Aluminiumzylinderköpfe sehr wichtig [3, 17, 19]. Er ist ein Maß für die Gleichmäßigkeit und Feinheit des Gefüges [14]. Die Haupteinflussgrößen auf den DAS sind die Abkühlungsgeschwindigkeit während der Erstarrung und die chemische Zusammensetzung der Schmelze [20], Gleichung (2.1) [21]. In dieser Gleichung ist t die lokale Erstarrungszeit und A ein Faktor, der die chemische Zusammensetzung der Schmelze berücksichtigt.

$$DAS = A \cdot t^{\frac{1}{3}} \quad (2.1)$$

Ein geringer DAS ist ein Merkmal eines sehr homogenen Gefüges, was für die Erzielung einer hohen Duktilität wichtig ist [14]. Mehrere Quellen berichten über den positiven Einfluss eines sinkenden DAS auf die Thermoschockbeständigkeit von Aluminiumlegierungen [3, 17]. Todte et al.[25] berichten von einer hohen Lebensdauer von Bauteilen aus der Legierung AlSi7Mg0,3 warm ausgelagert (wa) mit geringerem DAS, Abbildung 2.5. Darüber hinaus zeigen Untersuchungen von Vázquez-López et al. [22], dass Legierungen mit geringerem Dendritenarmabstand eine bessere Wärmeleitfähigkeit aufweisen, Abbildung 2.5. Aufgrund ihrer Wachstumszeit weisen die eingebetteten α -Dendriten eutektischer Legierungen einen geringeren DAS als in untereutektischen Legierungen auf, Tabelle 2.3. Somit ist für diese Legierungen eine höhere Thermoschockbeständigkeit sowie Wärmeleitfähigkeit zu erwarten. Eine weitere Anforderung an Zylinderkopfwerkstoffe ist ein geringer Wärmeausdehnungskoeffizient. So können die sich ausbildenden Thermospannungen verringert werden und die Lebensdauer wird erhöht[17].

Wie bereits in Kapitel 2.2.2 erläutert wurde, wirkt durch die Verschraubung des Zylinderkopfes mit dem Zylinderkurbelgehäuse eine konstante Spannung im Zylinderkopf, die bei den typischen Arbeitstemperaturen von 220°C bis 250°C [19] Kriechen hervorruft. Daher muss der Zylinderkopfwerkstoff kriechbeständig sein.

Tabelle 2.3: Vergleich der Dendritenarmabstände, Wärmeleitfähigkeiten, des erwarteten Lebensdauer- und Thermoschockverhaltens der Legierungen AlMg7Si5Mn, AlSi12CuNiMg, AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu), DAS gemessen, Wärmeleitfähigkeit, Lebensdauerverhalten und Thermoschockbeständigkeit nach [13]

Legierung	DAS μm	λ $\text{W/m}\cdot\text{K}$	Lebensdauer- verhalten	Thermoschock- beständigkeit
AlSi12CuNiMg	15	117	gut	gut
AlMg7Si5Mn	17	113	gut	gut
AlSi6Cu4	21	109	mittelmäßig	mittelmäßig
AlSi10Mg(Cu)	19	111	mittelmäßig	gut-mittelmäßig

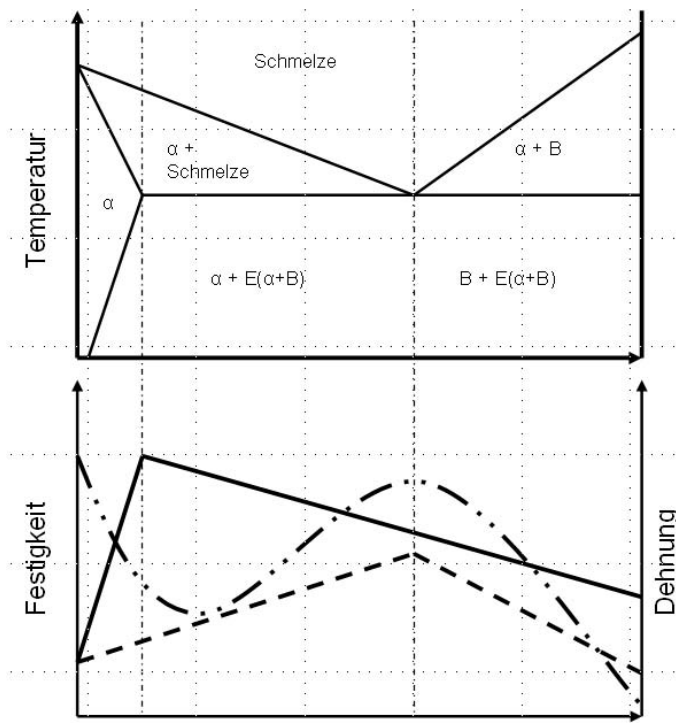


Abbildung 2.4: Festigkeit mit Wärmebehandlung (durchgezogene Linie), Festigkeit im Gusszustand (gestrichelte Linie) und Dehnung im Gusszustand (gestrichelt-gepunktete Linie) im System Al-Si [10]

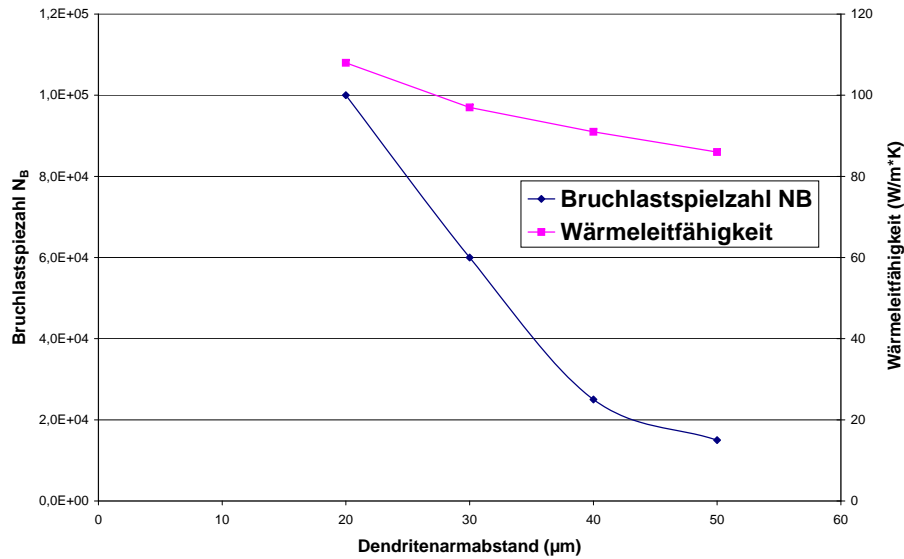


Abbildung 2.5: Bruchlastspielzahl N_B (ermittelt für ein Belastungsverhältnis von $R=0,2$ und eine Amplitude $\sigma_a=52$ MPa) und Wärmeleitfähigkeit λ in Abhängigkeit vom sekundären Dendritenarmabstand [22, 25]

Zylinderköpfe sind komplexe Bauteile, deren Herstellung sehr aufwendig ist. So lassen sich die komplizierten inneren Konturen der Zylinderköpfe (z.B. Wassermantel) nur durch Verwendung eines Kernpaketes darstellen, welches in die Zylinderkopfgusskokille eingelegt wird. Um die Konturen korrekt und fehlerfrei abbilden zu können, müssen Zylinderkopfgusslegierungen gute gießtechnologische Eigenschaften besitzen. Dies beinhaltet ein gutes Fließ- und Formfüllungsvermögen sowie eine schwache Lunker- und Warmrissneigung. Eutektische Legierungen weisen einen Mischtyp zwischen exogen-rauhwandiger und endogen-schalenbildender Erstarrung [23] auf. Sie zeigen daher im Kokillenguss gute gießtechnologische Eigenschaften.

Der Zylinderkopf ist ein stark dynamisch beanspruchtes Bauteil, darum müssen die verwendeten Legierungen unter dynamischen Beanspruchungen ein gutes Lebensdauerverhalten zeigen. Flaig [24] und Lang [26] untersuchten das Lebensdauerverhalten der Legierungen AlSi6Cu4, AlSi10Mg(Cu) wa und AlSi12CuNiMg wa. Unter isothermer Wechselverformung wurde die höchste Bruchlastspielzahl bei 250°C für die Legierung AlSi12CuNiMg ermittelt. Außerdem zeigte diese Legierung die geringste Mitteldehnungsempfindlichkeit bei 250°C. Bei thermisch-mechanischer Wechselverformung zeigte die Legierung AlSi12CuNiMg erst bei Mitteltemperaturen oberhalb 225°C eine Absenkung der Lebensdauer. Die Lebensdauer der Legierung

AlSi10Mg(Cu) nahm hingegen sofort nach Erhöhung der Mitteltemperatur ab. Um die Wettbewerbssituation der deutschen Gießereien zu stärken, müssen die Herstellungskosten der Zylinderköpfe gesenkt werden. Bei Verzicht auf eine T6-Wärmebehandlung ist ein Kostenersparnis von 0,25 bis 0,50 €/kg Zylinderkopf zu erwarten. Verbunden mit einer Erhöhung der Festigkeit kann so das Preis-Leistungsverhältnis der Legierung deutlich verbessert werden.



Abbildung 2.6: Zusammenhang Zylinderkopfaufgaben - Beanspruchung - Anforderungen, nach [1, 3, 6, 14, 16, 17, 18, 19, 22, 24, 25, 26]

Eine weitere wichtige Anforderung an Zylinderkopfwerkstoffe ist eine gute Korrosionsbeständigkeit gegenüber dem Kühlmittel und den Reaktionspartnern der Verbrennung.

Abbildung 2.6 stellt den Zusammenhang zwischen den Aufgaben, Beanspruchungen und Werkstoffanforderungen zusammenfassend dar. Die idealen Ausgangswerkstoffe für eine Entwicklung von naturharten Aluminiumlegierungen sind somit eutektische Legierungen.

2.3 Naturharte Aluminiumlegierungen

In der Literatur lässt sich eine sehr strenge Definition von naturharten Legierungen finden [12]. Diese Definition stammt aus dem Bereich der Umformtechnik. Der Begriff “naturharte Aluminiumlegierung” bezeichnet demnach alle nicht aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen. Dazu gehören die Legierungsgruppen Al-Mn, Al-Si und Al-Mg. Im weiteren Sinn gehört auch Reinaluminium in diese Gruppe, da es durch eine Wärmebehandlung nicht verfestigt werden kann. Es ist allerdings ein reines Element und gehört daher nur im weiteren Sinn in diese Tabelle 2.4.

Betrachtet man die selben Legierungsgruppen aber als Gusslegierungen, so hat jede Legierungsgruppe für die Herstellung von Zylinderköpfen Nachteile. Die Festigkeit von Reinaluminium ist zu gering. Al-Mn-Legierungen zeigen akzeptable Warmfestigkeiten. Allerdings sind ihre gießtechnologischen Eigenschaften für die Darstellung komplexer Geometrien ungeeignet [7]. Al-Mg-Legierungen zeigen die höchste Festigkeit der naturharten Legierungen. Aber Legierungen mit Mg-Gehalten über 3 Gew. - % sind nicht für Anwendungen über 65°C geeignet, da sich grobe Mg-haltige Phasen bilden, welche die Korrosionsbeständigkeit stark herabsetzen [37]. Darüber hinaus sind Al-Mg-Legierungen aufgrund ihrer hohen Oxidationsneigung und ihrer endogen-schwammartigen Erstarrung schwierig zu verarbeiten [23]. Binäre Al-Si-Legierungen sind ebenfalls nur bedingt für die Zylinderkopfherstellung geeignet, da ihre Festigkeit zu gering ist. Es ist deshalb erforderlich, die Definition des Begriffes “naturhart” weiter zu fassen, da ansonsten das Projektziel nur unzureichend erfüllt werden kann.

Daher werden nun auch aushärtbare Legierungssysteme betrachtet unter der Einschränkung, dass die Legierungen zur Erzielung einer hohen Festigkeit im Gusszustand keine Wärmebehandlung benötigen. Tabelle 2.5 zeigt die in Frage kommenden Systeme. Al-Cu-Legierungen bzw. Al-Cu-Mg-Legierungen wurden in dieser Aufstellung nicht berücksichtigt, da diese Legierungen immer einer T6-Wärmebehandlung unterzogen werden müssen. Al-Zn-Mg-Legierungen sind ebenfalls ungeeignet, da sie nicht nur eine erhöhte Neigung zur Spannungsrisskorrosion besitzen, sondern auch eine geringe Warmfestigkeit. Diese ist durch die geringe thermische Stabilität Zn-haltiger Phasen (Diffusionskoeffizient von Zn in Al bei 500°C: $9 \cdot 10^{-9} \frac{\text{cm}^2}{\text{s}}$, Aktivierungsenergie für die Diffusion in Al: 96 kJ/mol [12]) erklärbar. Die größten Erfolgsaussichten versprechen demnach Legierungen aus den Systemen Al-Si-Cu-Ni-Mg und Al-Mg-Si.

Tabelle 2.4: Naturharte Knetlegierungen und deren Festigkeiten [13]

Gruppe	Hauptlegierungselement	Härtbarkeit	Festigkeit MPa
1xxx	mind.99 Gew. - % Al	naturhart	70-190
3xxx	Mn	naturhart	190-570
4xxx	Si	naturhart und aushärtbar	170-380
5xxx	Mg	naturhart	100-450

Tabelle 2.5: Qualitativer Vergleich möglicher Gusslegierungssysteme für die Entwicklung einer im Gusszustand warmfesten Aluminiumlegierung [12, 13, 23, 7]

System	Warmfestigkeit im Gusszustand	Gießbarkeit	Korrosions- beständigkeit	Preis
Al-Si-Cu-Ni-Mg	++	+++	+++	++
Al-Mg-Si	+++	+	+++	0
Al-Si-Cu	++	+++	++	+
Al-Si-Mg	0	+++	+++	++
Al-Mn	+++	0	+++	+
Al-Zn-Mg	0	+	0	+++

2.4 Einfluss der Legierungselemente auf die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften von Al-Gusslegierungen

Das Gefüge von Aluminiumgusslegierungen wird durch die Abkühlungs- und Keimbildungsbedingungen sowie ihre chemische Zusammensetzung bestimmt. Eine Variation der Abkühlungsbedingungen in der Serienfertigung von Zylinderköpfen ist nicht möglich. Im Serienprozess (Brennraumseite) wie auch in den Probestabkorkillen des Instituts für Metallurgie werden Abkühlraten von ca. 3 K/s (gemessen ca. 30 K oberhalb der Liquidustemperatur) erzielt. Im Rahmen dieser Arbeit werden daher nur die chemische Zusammensetzung und die Keimbildungsbedingungen verändert. Das Ziel der Entwicklung ist die Ausbildung eines feinen Korns und feiner intermetallischer Phasen. Im Folgenden wird der Einfluss der Elemente Si, Cu, Mg,

Ni, Fe, Mn, Ti, Zr, Cr, Sr und Ca auf die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften der Aluminiumlegierungen beschrieben.

2.4.1 Silizium

Silizium ist das wichtigste Legierungselement in Aluminiumlegierungen. Nahezu 90% der heute weltweit vergossenen Legierungen sind Al-Si-Legierungen [28]. Mit Aluminium bildet Silizium ein eutektisches System mit dem Eutektikum bei 12,5 Gew.-% und 577°C, Abbildung 2.7. Es wird Aluminiumgusslegierungen typischerweise in einem Bereich zwischen 4 Gew.-% und 17 Gew.-% Si zugegeben [2], denn diese Legierungen vereinen eine gute Gießbarkeit mit guten mechanischen Eigenschaften [3, 13, 29]. Wenn der Siliziumgehalt deren maximale Löslichkeit (1,65 Gew.-% bei 577°C) überschreitet, so scheidet das Al-Si-Eutektikum aus. Das Eutektikum tritt in drei Modifikationen auf: körnig, lamellar und veredelt. In über-eutektischen Legierungen scheidet sich das Silizium in Form harter (900 bis 1300 HV [3]), hexagonaler Primärsiliziumkristalle aus, welche die Verschleißbeständigkeit erhöhen und die Duktilität senken [30]. Primärsiliziumkristalle sind sehr spröde und brechen bei einer Verformung des Bauteils als erstes. Diese Kristalle sind daher bei der Herstellung von Zylinderköpfen unerwünscht. Da aber Silizium eine hohe thermische Stabilität besitzt, Abbildung 2.9, sollte für naturharte Legierungen der Gehalt an eutektischem Silizium an der oberen Toleranzgrenze eingestellt werden. Die Ausscheidung primären Siliziums sollte vermieden oder durch Sr-Zugabe unterdrückt werden.

Silizium dehnt sich während der Erstarrung aus und wirkt damit Erstarrungsporositäten entgegen und senkt den Wärmeausdehnungskoeffizienten [23]. Es verändert die Erstarrungsmorphologie von Aluminiumlegierungen. Während reines Aluminium (Al99,99) im Kokillenguss exogen-glattwandig erstarrt, kristallisiert die Legierung AlSi6 exogen-schwammartig. Damit verbunden sind viele Probleme wie verstärkt auftretende Erstarrungsporositäten, eine erhöhte Warmrissneigung [23, 28] und ein schlechtes Fließvermögen. Naheutektische Legierungen zeigen dagegen eine exogen-rauhwandige/endogen schalenbildende Erstarrungsmorphologie und besitzen daher bessere gießtechnologische Eigenschaften.

2.4.2 Kupfer

Kupfer bildet ebenfalls mit Aluminium ein eutektisches System. Der eutektische Punkt liegt bei 33,2 Gew.-% Cu und 547°C, Abbildung 2.8. Al-Cu-Legierungen

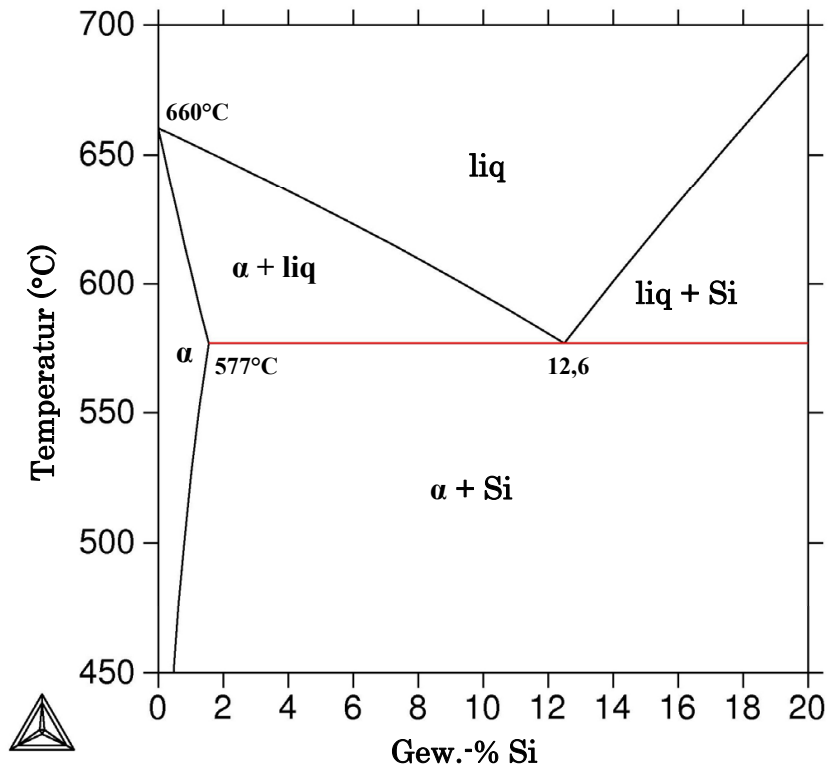


Abbildung 2.7: Zustandsdiagramm Aluminium - Silizium, berechnet mit Thermo-Calc

werden mit Cu-Gehalten zwischen 4 und 6 Gew.-% eingesetzt. Durch eine T6-Wärmebehandlung können hohe Festigkeiten bei gleichzeitig hohen Bruchdehnungen erzielt werden. So haben Zak et al. [31] eine Dehngrenze von 136 MPa bei 250°C nach Vorausslagerung für 100 h bei 250°C für die Standardlegierung AlCu5CoNiSbZr ermittelt. Ähnliche Werte werden auch durch andere Literaturquellen bestätigt [2, 15, 32]. Den für Zylinderköpfe sehr attraktiven mechanischen Eigenschaften steht die schlechte Gießbarkeit gegenüber, vor allem eine hohe Warmrissneigung. Dies ist eine Folge der exogen-schwammartigen Erstarrungsmorphologie und des damit verbundenen schlechten Speisungsvermögens.

Allerdings ist Kupfer ein sehr wichtiges Legierungselement für Al-Si-Legierungen. Al-Si-Cu-Legierungen enthalten typischerweise zwischen 1 und 4 Gew.-% Cu [2, 34]. Bis zu 0,3 Gew.-% Cu können im Al-Mischkristall gelöst werden und tragen so zu einer Mischkristallverfestigung bei. Die Festigkeit der Legierungen kann dadurch deutlich gesteigert werden [12]. Darüber hinaus sind Al-Si-Cu-Legierungen aushärtbar. Indem Kupfer wie in Al-Cu-Legierungen kohärente und teilkohärente Phasen (θ'' und θ') bildet, die gleichmäßig und fein verteilt in der Matrix vorliegen, wird die Bewegung von Versetzungen stark behindert und so die Festigkeit wärmebe-

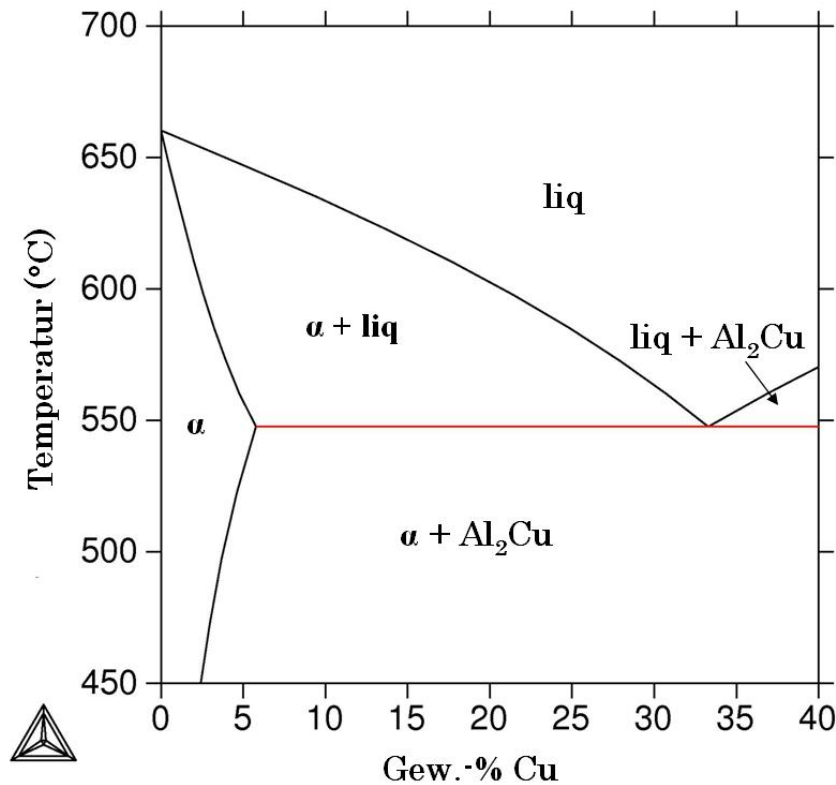


Abbildung 2.8: Ausschnitt aus dem Zustandsdiagramm Aluminium - Kupfer, berechnet mit Therm-Calc

handelter Al-Si-Cu-Legierungen erhöht [3, 23, 35], Tabelle 2.6, Stufe 3. Diese hohe Festigkeit kann im Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur bis 200°C erreicht werden. Ein kleiner Teil des Kupfers bleibt dabei in Lösung und erhöht zusätzlich die Festigkeit der Legierungen durch Mischkristallverfestigung. Bei den Betriebstemperaturen von Zylinderköpfen geht der Effekt der Wärmebehandlung zurück, Tabelle 2.6, Stufe 4 und Abbildung 2.10. Die Festigkeit bei höheren Temperaturen kann durch eine Ausscheidungshärtung mit den herkömmlichen Legierungselementen Cu, Mg und Si oder Zn und Mg nicht dauerhaft erhöht werden [36]. Durch die bei hohen Temperaturen verstärkt ablaufende Ostwaldreifung [37] wachsen die θ'' und θ' weiter und stehen somit für eine Ausscheidungshärtung nicht mehr zur Verfügung. Kupfer bewirkt aber auch im Gusszustand eine Erhöhung der Warmfestigkeit in Al-Si-Gusslegierungen [13, 28, 23] durch Mischkristallverfestigung sowie durch die Bildung zahlreicher thermisch stabiler intermetallischer Phasen, vergl. Abbildung 2.9.

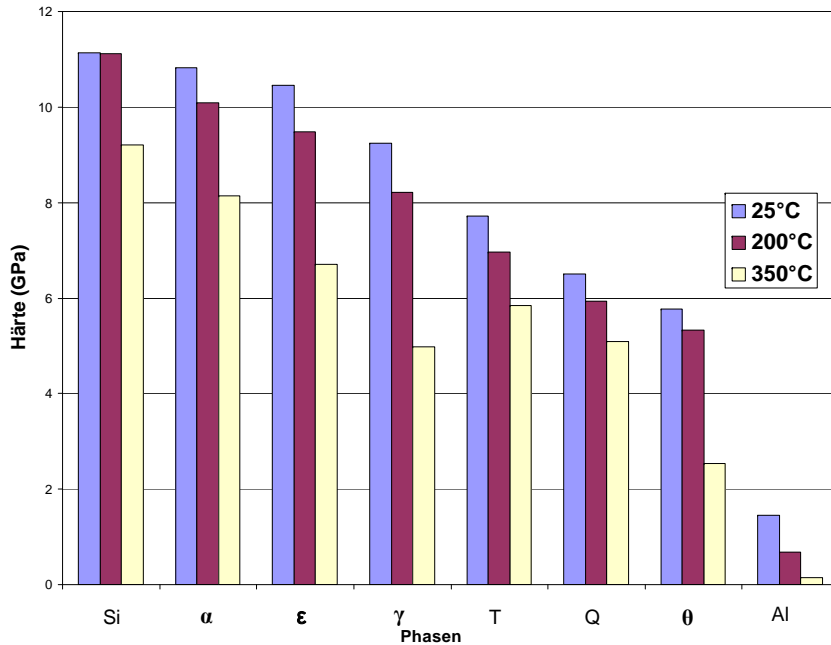


Abbildung 2.9: Härte intermetallischer Phasen und Reinaluminiums bei verschiedenen Temperaturen nach [33] mit Bezeichnungen nach Tabelle 4.3, S. 72

2.4.3 Nickel

Die Löslichkeit von Nickel beträgt in Aluminium bei 500°C 0,006 Gew.-%. Zusätzliches Nickel bildet mit Aluminium (Al_3Ni), Eisen (Al_3NiFe) und Kupfer ($\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$) intermetallische Phasen, welche bei feiner Ausbildung die Warmfestigkeit von Al-Legierungen steigern können [28]. Die gemeinsame Zugabe von Cu, Ni und Mg zu Al-Si-Legierungen erhöht somit die Kriechbeständigkeit dieser Legierungen deutlich [38]. Rockenschaub et al. beschreiben eine verbesserte Verschleißbeständigkeit mit zunehmendem Nickelgehalt. Dies ist auf harte nickelhaltige Ausscheidungen, die in der weichen Al-Matrix eingebettet sind, zurückzuführen. Darüber hinaus verringert Nickel den Wärmeausdehnungskoeffizienten [39]. Da es aber mit zur Zeit ca. 28 €/kg ein sehr teures Legierungselement ist, muss es auf ein notwendiges Minimum reduziert werden.

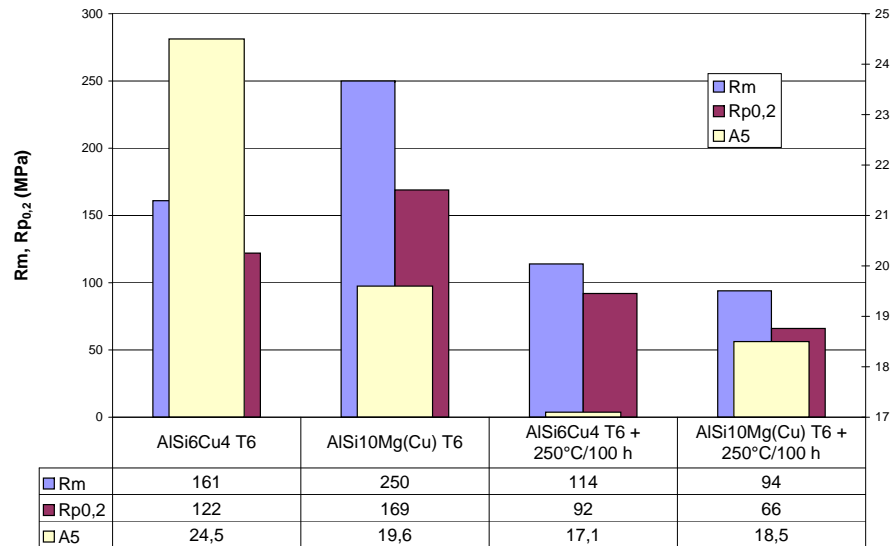


Abbildung 2.10: Einfluss der Auslagerung auf die mechanischen Eigenschaften bei 250°C der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu), Probestäbe im Institut für Metallurgie hergestellt und geprüft

2.4.4 Magnesium

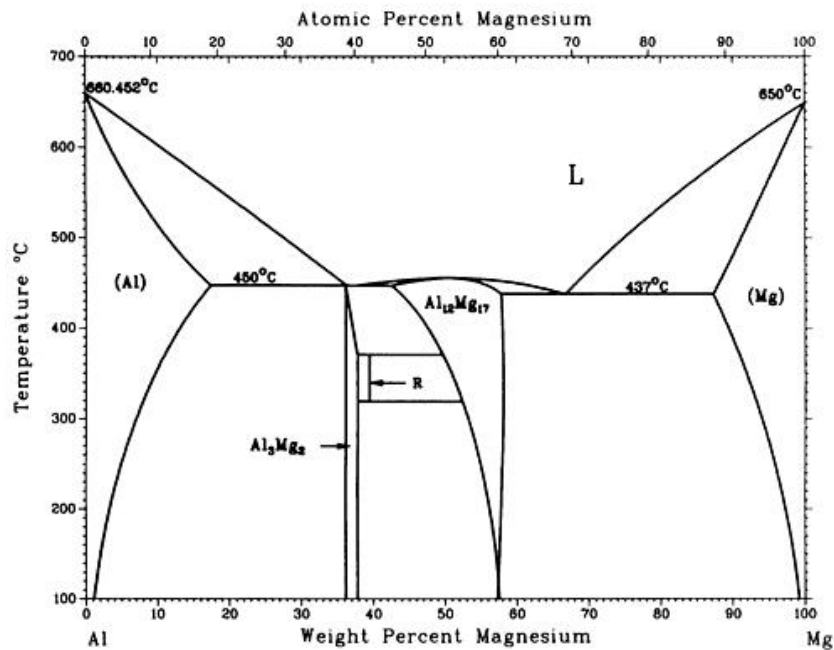


Abbildung 2.11: Zustandsdiagramm Aluminium - Magnesium nach [66]

Analog zu Kupfer und Silizium bildet Magnesium mit Aluminium ein eutektisches System mit einem Eutektikum bei 34,5 Gew.-% Mg, Abbildung 2.11. Das Eutekti-

Stufe	Prozessschritt	Verteilungs- zustand der Cu-Atome	Ausscheidungs- größe	0,2%- Dehngrenze bei 250°C MPa
1	Gusszustand	Ausscheidung des Kupfers als Gleichgew.phase Al_2Cu (θ)	1-10 μm	95
2	Lösungsglühen und Abschrecken	gesamtes Cu in Lösung	-	-
3	Warmauslagern bei 165°C	Ansammlung in kohärenten θ'' - Phasen; Bildung teilkohärenter θ' -Phasen	θ'' : 10-70 nm x 1-5 nm, θ' : 0,5-1 μm x 3-10 nm	204
4	weiteres Ausla- gern	Bildung inkohä- renter Gleichge- wichtsphasen	bis mehrere μm	170

Tabelle 2.6: Aushärtungsverhalten der Legierung AlSi6Cu4 nach [31, 35]; Zugversuche zur Prüfung der Dehngrenze wurden am Institut für Metallurgie der TU Clausthal durchgeführt

kum besteht aus α -Mischkristall und der intermetallischen Phase Al_8Mg_5 . Enthalten Mg-haltige Al-Legierungen zusätzlich Silizium, bildet sich Mg_2Si . Diese Legierungen sind aushärtbar, da die Löslichkeit dieser Phase stark temperaturabhängig ist [23, 12]. Die Zusammensetzung der Phase entspricht einem Masseverhältnis von $\text{Mg}/\text{Si}=1,73$ [37]. Wird mehr Magnesium zugegeben als es dem Verhältnis entspricht (Magnesiumüberschuss), so steigen die Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Allerdings geht die Duktilität zurück. Dies ist auf die mischkristallverfestigende Wirkung von Magnesium zurückzuführen. So können bis zu 0,6 Gew.-% Magnesium im Mischkristall einer Legierung mit 12,9 Gew.-% Si gelöst werden (eigene ThermoCalc-Berechnungen). Die Zugabe von Cu verringert diesen Wert auf 0,45 Gew.-% Mg. In Al-Mg-Si-Legierungen verbessert ein Si-Überschuss Festigkeit und Duktilität, weshalb dieser in Al-Mg-Si-Legierungen dem Mg-Überschuss vorzuziehen ist [37, 40]. Allerdings muss berücksichtigt werden, dass die Korrosionsbeständigkeit in Al-Mg-

Si-Legierungen mit Si-Überschuss schlechter ist als in binären Al-Mg-Legierungen und Al-Mg-Si-Legierungen mit Mg-Überschuss [37].

Al-Mg-Si-Legierungen haben eine hohe elektrische [41] und thermische Leitfähigkeit, und erreichen im Gusszustand hohe Festigkeiten bei Raumtemperatur [13]. Allerdings wurde auch festgestellt, dass in wärmebehandelten Legierungen die Festigkeit bei Überschreitung von 150°C abfällt. Es muss untersucht werden, welche Festigkeit bei 250°C Al-Mg-Si-Legierungen im Gusszustand und nach einer Vorausslagerung bei 250°C für 100 h zeigen, um zu entscheiden, ob diese Legierungsklasse für eine Weiterentwicklung geeignet ist. Es muss darüber hinaus überprüft werden, ob die höhere Oxidationsneigung der Legierung die industrielle Anwendung erschwert bzw. welche Maßnahmen ergriffen werden müssen, um dieses Problem zu lösen.

2.4.5 Eisen

Die Löslichkeit von Eisen in Aluminium beträgt 0,05 Gew.-% Fe. Eisen bildet mit reinem Aluminium die Phase Al_3Fe , die als spröde Nadeln im Gefüge vorliegt und die Festigkeit und Duktilität verringert [13, 23]. In Al-Si-Legierungen bildet Eisen die Phase β - Al_5FeSi . Diese nadelförmige Phase ist sehr spröde und bricht bei Verformung leicht. Außerdem führt die β - Al_5FeSi -Phase zur Bildung von Mikroporositäten, indem sie die Speisungsfähigkeit einer Legierung verschlechtert [61]. Diese Phasen sind damit Ausgangspunkt von Rissen innerhalb des Gefüges. Mit dem Auftreten dieser Phase ist außerdem eine Erhöhung des Anteils an Mikroporositäten verbunden. Es gibt eine Reihe von Ansätzen, die Größe dieser Phasen zu verringern. Zak et. al [61] berichten von einer Verringerung der mittleren maximalen Länge der β -Nadeln bei Einsatz von Sr. Die Ermittlung der mittleren maximalen Länge der β -Nadeln wird in Kapitel 3.4.6 dargestellt. In einer Arbeit von Bäckerud et. al [64] wird durch die kombinierte Zugabe von Ti oder Zr und Sr bzw. Na eine Verringerung der Größe der β - Al_5FeSi -Platten erzielt. Die heute am weitesten verbreitete Methode ist das Legieren mit Mn, um die β - Al_5FeSi -Phase in die α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ -Phase zu überführen. Diese ist aufgrund ihrer meist chinesenschriftartigen Struktur für die mechanischen Eigenschaften weniger schädlich. Von Rockenschaub et al. wird dafür ein Verhältnis Fe/Mn 2-3 vorgeschlagen, um die β -Phase überwiegend in die α -Phase umzuwandeln. Gobrecht [63] hat einen Faktor ermittelt, der die Wirkung der Elemente Eisen, Mangan und Chrom auf die Stabilität der α -Phase wiedergibt. Die Formel für diesen sog. „Seigerfaktor“ lautet:

$$SF = Gew. - \% Fe + 2 \cdot Gew. - \% Mn + 3 \cdot Gew. - \% Cr \quad (2.2)$$

Wenn dieser Faktor größer als 1 ist, so tritt primäres $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ auf. Diese Phase wird als „Schlamm“ bezeichnet, da sie sich bei Unterschreiten einer bestimmten Haltetemperatur auf dem Tiegelboden absetzt. Der Seigerfaktor wird daher in manchen Fällen auch Schlamm-Faktor genannt. Für Al-Si-Legierungen „mit höchsten Anforderungen an Dehngrenze, Bruchdehnung und Lebensdauerverhalten“ sollte laut VDS [23] der Eisengehalt 0,15 Gew.-% nicht übersteigen.

2.4.6 Mangan

Mangan verbessert die mechanischen Eigenschaften von Fe-haltigen Al-Si-Legierungen, indem es die Phase $\text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{Fe,Mn})_3$ bildet und so die Ausscheidung der Phase Al_5FeSi [23, 28, 30, 63] unterdrückt. Darüber hinaus steigert Mangan die Festigkeit von Al-Basislegierungen durch Mischkristallverfestigung. In Knetlegierungen ist Mangan das effektivste Element für eine Mischkristallverfestigung [13]. Der Grund dafür ist zum einen der große Unterschied zwischen den Atomradien von Aluminium und Mangan. Durch Zugabe von Mangan wird somit ein starker Gitterparametereffekt hervorgerufen. Zum anderen ist Mangan sehr diffusionsträge und entmischt sich daher langsam [12]. So lassen sich deutlich höhere Mn-Gehalte im α -Mischkristall in Lösung bringen als es im Gleichgewicht möglich wäre. Dies bedeutet einen höheren Gehalt an zwangsgelöstem Mangan im α -Mischkristall bei höheren Abkühlraten [7]. So wird von einer Steigerung der Zugfestigkeit von 30,3 MPa pro zulegierten at.-%Mn für hochreines (99,99%) Aluminium berichtet. Im Gegensatz dazu kommen Go et al. [42] zu dem Schluss, dass ein steigender Mn-Gehalt keinen Einfluss auf die Dehngrenze einer Al-Legierung hat. Sie haben den Einfluss eines steigenden Mn-Gehalts auf die Dehngrenze, Bruchdehnung und Korrosionsneigung einer Al-Mg-Si-Legierung untersucht. Außerdem wurde durch Mn-Zugabe die Bruchdehnung leicht verringert. Anhand von Gefügebildern wurde vermutet, dass ein höherer Mn-Gehalt zur Verschlechterung der Korrosionsneigung beiträgt. Brunhuber [39] beobachtete eine Verschlechterung der Gießbarkeit und Erhöhung des Gehaltes an Porositäten in Mn-haltigen Al-Si-Legierungen.

2.4.7 Titan und Zirkonium

Die Wirkungsweise von Titan in Al-Si-Legierungen war Gegenstand zahlreicher Untersuchungen, seitdem seine kornfeinende Wirkung entdeckt worden war [43, 13, 28, 23, 11, 44, 45, 46, 47]. Eine Theorie zur Wirkungsweise von Titan in untereutek-

tischen Al-Legierungen stellte Bäckerud im Jahr 1983 auf [43]. Titan wird durch Zugabe einer Titan-haltigen Vorlegierung, z.B. AlTi6, in der Schmelze gelöst. Nach Unterschreiten der Liquidustemperatur bilden sich in der Schmelze kleine Al₃Ti-Phasen, Abbildung 2.12. Bei Kontakt mit der flüssigen Schmelze bildet sich um die Al₃Ti-Keime eine feste Aluminiumhülle durch peritektische Reaktion. Diese Partikel wirken als potente Keime für den Al-Mischkristall. Die besten Kornfeinungsergebnisse wurden mit Ti-Konzentrationen bis maximal 0,13 Gew.-% erzielt, da durch Überschreitung der Löslichkeit für Ti im α -Mischkristall primäre Al₃Ti-Phasen ausgeschieden werden, welche zu großen Nadeln anwachsen können und somit die mechanischen Eigenschaften der Legierungen verschlechtern. Nach Mondolfo [37] wurde in titanhaltigen Al-Si-Legierungen eine Veredelung des Eutektikums beobachtet, was Festigkeit und Bruchdehnung zusätzlich erhöhen würde. Allerdings finden sich in der restlichen Literatur keine weiteren Belege für diese These.

Die kornfeinende Wirkung von Zirkonium ist verglichen mit der des Titans geringer [46]. Bereits ab 0,09 Gew.-% Zr scheiden sich primäre Al₃Zr-Partikel aus. Es ist allerdings auch bekannt, dass Ti und Zr in Legierungen mit hohen Si-Gehalten AlTiSi- bzw. AlZrSi-Ausscheidungen bilden [49, 50]. Ihre Morphologie reicht von chinsenschriftartig bis nadelig. Diese Ausscheidungen können die Festigkeit aufgrund ihrer ungünstigen Morphologie und ihrer Sprödigkeit herabsetzen. Der feinende Einfluss auf das Gefüge der Legierung AlSi12CuNiMg konnte bisher nicht untersucht werden, weil es keine geeignete Ätzmethode gab, um das Korn dieser Legierungen sichtbar zu machen. Außerdem muss untersucht werden, welchen Einfluss die Zugabe von Ti und Zr auf die Größe und Morphologie von intermetallischen Phasen wie z.B. β -Al₅FeSi hat. Darüber hinaus zeigt Zr ein anomales Entmischungsverhalten [12, 47]. Zr ist sehr diffusionsträge und bleibt daher lange im Mischkristall gelöst und verfestigt ihn dadurch, auch dann, wenn die temperaturabhängige Löslichkeitsgrenze schon überschritten ist [47]. Es benötigt aber eine Gießtemperatur um ca. 900°C, um diesen Effekt auszunutzen. Nur mit einer solch hohen Gießtemperatur wird eine entsprechend hohe Abkühlrate erzielt, um das Zirkonium in Lösung zu halten. Dies ist aber in der Serienfertigung von Zylinderköpfen nicht realisierbar. Es ist zu prüfen, ob durch den Einfluss der anderen Legierungselemente in der Kolbenlegierung AlSi12CuNiMg dieser Effekt auch bei niedrigen Gießtemperaturen (740°C) eintritt.

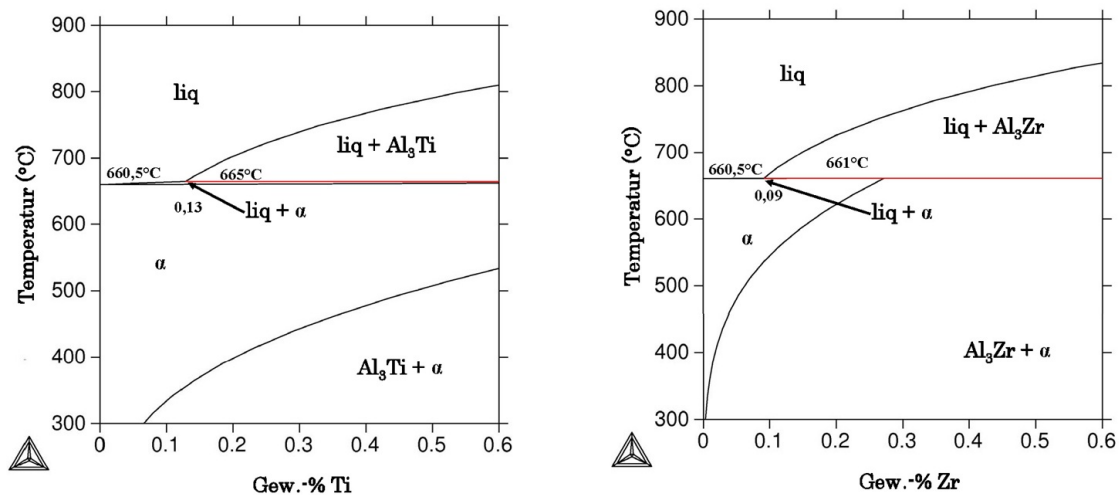


Abbildung 2.12: Zustandsdiagramme Al-Ti (links) und Al-Zr (rechts) berechnet mit Thermo-Calc

2.4.8 Chrom

Chrom besitzt eine gute Löslichkeit im α -Mischkristall, Tabelle 2.1, und ist ähnlich wie Mn sehr diffusionsträge [12]. Daher sollte untersucht werden, ob es durch die während der Herstellung der Zylinderköpfe erzielbare Abkühlrate von 3 K/s zu einem erhöhten Chromgehalt im α -Mischkristall kommt. Dies könnte die Festigkeit der Legierung durch Mischkristallverfestigung erhöhen.

Überschüssiges Chrom bildet mit Aluminium die temperaturbeständige [37] intermetallische Phase Al_7Cr . Chrom fördert darüber hinaus die Ausbildung der α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})_3\text{Si}_2$ -Phase und drängt damit die nadelförmige Phase β - Al_5FeSi zurück [27]. Dies hat eine Erhöhung der Festigkeit und Bruchdehnung zur Folge. Cr hat keinen Einfluss auf die Morphologie des Al-Si-Eutektikums, aber verbessert die Gießbarkeit [37] von Al-Si-Legierungen. Anhand des Zustandsdiagramms und der Informationen von Sigworth et al. [11] und Gerke-Cantow et al. [46] ist es sehr wahrscheinlich, dass Cr ähnlich Ti und Zr kornfeinend wirkt, wenn auch weitaus schwächer. Dies muss für die eutektische Legierung näher untersucht werden.

2.4.9 Strontium und Calcium

Die veredelnde Wirkung von Strontium auf das Al-Si-Eutektikum ist seit langem bekannt [13, 28, 53, 23, 51, 52]. Durch Strontiumzugabe wird das Aluminiumphosphid aus der Schmelze entfernt. Dieses wirkt als Keim für das primäre Silizium. Durch

die chemische Bindung des Aluminiumphosphids (die meisten technischen Legierungen weisen P auf) und die Störung des Wachstums des eutektischen Siliziums nach der "Impurity Induced Twinning Theory" [27, 53] wird ein feines „seegrasartiges“ eutektisches Silizium erzeugt. Somit können Festigkeit und Bruchdehnung von Al-Si-Legierungen deutlich gesteigert werden. Die Veredelung des Eutektikums wird in der industriellen Praxis durch Zugabe einer AlSr10-Vorlegierung erreicht [27]. Im Gegensatz dazu beobachteten Ma et al. [62] eine Verringerung der Dehngrenze mit zunehmendem Sr-Gehalt. Es wurde eine Reaktion zwischen Mg und Sr vermutet, sodass weniger Mg für die Verfestigung der Legierung zur Verfügung steht. Ein Überschuss an Strontium führt zur Ausbildung eines vergrößerten Al-Si-Eutektikums, welches als überveredelt bezeichnet wird. Dieser Grenzgehalt muss in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung und den Abkühlbedingungen der Schmelze ermittelt werden. Eine Sr-veredelte Schmelze neigt zu verstärkter Wasserstoffaufnahme und erhöhter Bildung von Gasporositäten [54, 51, 55, 23]. Allerdings wird in einer gut veredelten Schmelze der Anteil an Schwindungsporositäten verringert durch die Verschiebung der Erstarrungsmorphologie in Richtung einer exogen-rauhwandigen Erstarrung (Eine veredelte AlSi12-Schmelze zeigt beim Abguss ein exogen-glattwandiges Erstarrungsverhalten [35]). So nimmt der Anteil unregelmäßig geformter Porositäten ab und der Anteil von runden Gasporositäten zu, was zu einer Lebensdauerverbesserung beitragen [54] kann. Ähnlich wie Strontium veredelt Calcium das Al-Si-Eutektikum bzw. unterdrückt in naheutektischen Legierungen die Ausbildung primären Siliziums. Dies wurde in den Arbeiten von Zak et. al [60] gezeigt. Loper und Cho [58] heben in ihrer Arbeit allerdings die negativen Effekte des Calciums in Al-Legierungen hervor. Sie berichten von einer Erhöhung der Wasserstofflöslichkeit und Neigung der Schmelze zur Ausbildung von Porositäten. Dieses Problem konnten Zak et. al [60] durch kombinierte Zugabe von Zr und Ca in die Schmelze lösen. Porositäten traten nicht mehr auf. Gemäß [64] wird durch kombinierte Zugabe von Ti und Sr die Größe von β -Al₅FeSi-Nadeln reduziert. Über einen Effekt der gemeinsamen Zugabe von Ti und Ca ist bisher nichts beschrieben worden. Daher sollte untersucht werden, ob diese Kombination die mechanischen Eigenschaften durch Kornfeinung, Veredelung des Al-Si-Eutektikums, Unterdrückung der Ausscheidung von Primär-Si und Verringerung der Länge der β -Al₅FeSi-Nadeln verbessert. Die Gehalte sollten entsprechend den Literaturquellen für die separate Zugabe von Calcium bzw. Titan zugegeben werden, also 0-0,4 Gew.-% Ti und 0 bis 120 ppm Ca.

2.4.10 Beryllium

In Aluminiumschmelzen mit hohen Magnesiumgehalten (Al-Mg- und Al-Mg-Si-Gusslegierungen) wird Be meist in Form einer AlBe-Vorlegierung hinzugegeben, um die starke Oxidationsneigung der Schmelze zu reduzieren. Hierbei wird angenommen, dass Beryllium aus der Schmelze an die Oberfläche diffundiert und dort eine stabile Schutzschicht bildet [13]. Bis zu 0,1 Gew.-% Be werden Al-Schmelzen zugegeben, um die Oxidationsneigung zu minimieren. Nach Untersuchungen von Aluminium Rheinfelden [15] sind 0,004 Gew.-% Be ausreichend, um den gewünschten Effekt zu erzielen.

Kapitel 3

Durchführung der Experimente

3.1 Versuchsplan

Die gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften sowohl der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) als auch der zu untersuchenden Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 werden durch den Einsatz von Legierungselementen stark beeinflusst. Die umfassende Erfassung dieser Einflüsse macht die im Folgenden beschriebenen Untersuchungen notwendig. Die Vorgehensweise mit den in den jeweiligen Projektphasen durchgeführten Untersuchungen wird in Abbildung 3.1 dargestellt.

Im ersten Schritt wurden Serienzylinderköpfe aus den Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) zersägt und untersucht, die zuvor in der VW Nutzfahrzeuge Gießerei Hannover gegossen, wärmebehandelt und bearbeitet wurden. In unterschiedlichen Abständen von der Brennraumplatte wurden Rundzug- und Gefügeproben entnommen. Die Rundzugproben wurden später im Zugversuch bei 250°C geprüft. Außerdem wurden Probestäbe in Clausthal hergestellt, siehe auch Kapitel 3.4.2, die einen Vergleich der mechanischen Eigenschaften mit denen der Bauteile und einen Gefügevergleich ermöglichten. Abbildung 3.2 zeigt den Probenumfang der Untersuchungen an Zylinderköpfen und Probestäben. Die Anzahl der Rundzugproben der Ebene A des AlSi10Mg(Cu)-Zylinderkopfes (Bezeichnung der Ebenen siehe S.66 und 67) ist geringer, da durch die filigranen Strukturen der Brennraumplatte keine weiteren Proben entnommen werden konnten. So wurden die Versuchsbedingungen in Clausthal festgelegt, unter denen mit der Serie vergleichbare Resultate erzielt wurden. Neben den mechanischen Eigenschaften der Referenzwerkstoffe waren auch die gießtechnologischen Eigenschaften von Bedeutung. Daher wurden das Fließvermögen, die Warmrissneigung und das Lunkerverhalten der Referenzlegierungen

AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) in Clausthal untersucht, um Vergleichswerte für die späteren Messungen zu besitzen.

Im nächsten Schritt wurde die Erstarrung der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) sowie der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 nach dem Scheil-Gulliver-Modell berechnet. Der Probenumfang dieser Untersuchungen ist in Abbildung 3.3 dargestellt. Es sei explizit darauf hingewiesen, dass die Simulation mit Pandat nicht dazu diente, den Versuchsplan zu erstellen. Die Simulationen sollten lediglich das Verständnis für die ablaufenden Vorgänge während der Erstarrung verbessern. Die Ergebnisse der Berechnungen bieten oft einen Ausgangspunkt für die Erklärung von Effekten, die an Gussproben beobachtet werden. Bei der Betrachtung der Untersuchungsergebnisse muss weiterhin beachtet werden, dass es sich hier um sehr komplexe Legierungen handelt, so hat die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 in der Pandat-Berechnung 22 unterschiedliche Phasen, die im Laufe der Erstarrung auftreten können. Mit jedem zusätzlichen Legierungselement werden die Ergebnisse ungenauer. Daher müssen die Ergebnisse immer kritisch mit der Realität und Literatur abgeglichen werden. So wurden die vorgenannten Legierungen in die Probestabkokille gegossen und die Gefüge sowohl licht- als auch rasterelektronenmikroskopisch untersucht.

	Vorgehensweise		
	1. Ermittlung von Referenzwerten mit den Standardlegierungen	2. Vorversuche zur Auswahl der besten Legierung für eine Weiterentwicklung	3. Legierungsoptimierung der besten Legierung aus Schritt 2 mit den Legierungselementen Zr, Cr, Mn, Ti+Ca
untersuchte Legierungen	AlSi6Cu4, AlSi10Mg(Cu)	AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4, AlMg7,7Si5,5Mn0,7	AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4
Erstarrungsrechnungen nach Modell Scheil-Gulliver		x	x
Gefügeuntersuchungen mit Auflichtmikroskop und REM	x	x	x
Zugversuche an Rundzugproben	x	x	x
Bestimmung der Fließlänge, Warmrissneigung und Lunkerneigung	x	x	x
Bestimmung des temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten		x	
Vergleich mit Referenzwerten		x	x

Abbildung 3.1: Vorgehensweise und Untersuchungsmethoden bei der Entwicklung naturharter Aluminiumlegierungen

gen $\text{AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4}$ und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 gießtechnologisch problemlos verarbeitbar sind, wurden die gießtechnologischen Eigenschaften der Legierungen ermittelt. Ein weiteres Kriterium für die Auswahl einer geeigneten Legierung für eine Weiterentwicklung war der temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizient im Bereich zwischen 50°C und 400°C der Ausgangszusammensetzungen im Vergleich zum temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Referenzlegierungen. Anhand des Vergleichs der Referenzlegierung mit den Legierungen $\text{AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4}$ und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurde die optimale Legierung für eine weitere Entwicklung ausgesucht.

Legierungen	Untersuchung	Probenumfang
$\text{AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4}$, AlMg7,7Si5,5Mn0,7	Erstarrungsrechnungen nach Modell Scheil-Gulliver	1 Rechnung pro Legierung
	Summe Erstarrungsrechnungen	4
	Gefügeuntersuchungen	5 Proben pro Legierung
	Zugversuche bei Raumtemperatur und 250°C im Gusszustand und vorausgelagerten Zustand	3 Rundzugproben pro Legierung und Zustand (9 Zugproben pro Legierung)
	Wärmeausdehnungskoeffizient	3 Proben pro Legierung
	Anzahl Probestäbe	3 pro Legierung
	Fließlänge	3 Proben pro Legierung
	Lunkerneigung	3 Proben pro Legierung
	Warmrissneigung	3 Proben pro Legierung
	Gießversuche	1 pro Legierung
	Summe Gießversuche	2
	Vergleich mit Referenzlegierungen	

Abbildung 3.3: Untersuchungen und Probenumfang während der Versuche zur Auswahl der besten Legierungen für eine Weiterentwicklung

Dieser Legierung wurden im nächsten Schritt die Elemente Zr, Cr, Mn und die Kombination Ti und Ca zugegeben. Tabelle 3.1 zeigt die untersuchte Basislegierung, Zugabemengen und die der Literatur entnommene Wirkungsweise der einzelnen Elemente. Diesem Versuchsplan lag folgende Überlegung zugrunde: Die in Projektschritt 2 ausgewählte Legierung, Abbildung 3.3, sollen durch Nutzung der Verfestigungsmechanismen Mischkristallverfestigung, Kornfeinung, Dispersionsverfestigung bzw. Verbesserung der Homogenität des Gefüges durch eine Reduzierung der Inhomogenitäten verbessert werden. Ein häufiges Begleitelement in technischen

Tabelle 3.1: Zugabemengen und Wirkungsweisen der Übergangselemente für die Legierungsoptimierung, Basis war die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4

Element Wirkung	Zugabe Gew. - %
Mn Mischkristallverfestigung, Einformung Fe-haltiger Phasen	0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0
Zr Kornfeinung, Mischkristallverfestigung Bildung (Al,Si) ₃ Zr	0,1; 0,2; 0,3; 0,4 + 0,2 Gew. - % Mn
Cr Mischkristallverfestigung Einformung Fe-haltiger Phasen	0,1; 0,2; 0,3; 0,4 + 0,2 Gew. - % Mn
Ti Kornfeinung, Bildung (Al,Si) ₃ Ti Ca Veredelung Al-Si-Eutektikum, Unterdrückung β	0,1; 0,2; 0,3; 0,4 0,006; 0,008; 0,01; 0,012 + 0,2 Gew. - % Mn

Aluminiumlegierungen ist neben Fe auch Mn. Es wird den Legierungen zugegeben, um die Ausbildung der für die mechanischen Eigenschaften schädlichen Phase β -Al₅FeSi zu verringern bzw. zu unterdrücken. Daher wurde jeder Legierung 0,2 Gew.-% Mn zugegeben und als Teil des Versuchsprogramms die Wirkung von Mn untersucht, Tabelle 3.1. Es ist zu prüfen, ob sich dadurch negative Auswirkungen ergeben. Um die Auswirkungen der Zugabe der einzelnen Elemente zu untersuchen, wurden die in Abbildung 3.4 dargestellten Untersuchungen mit dem ebenfalls dargestellten Probenumfang unternommen. Es wurden mit Pandat Scheil-Gulliver-Erstarrungsrechnungen durchgeführt. Die Ergebnisse der Berechnungen wurden mit Gefügeanalysen an Gussproben verglichen. Durch Zugversuche bei Raumtemperatur und 250°C im Gusszustand und vorausgelagerten Zustand (nach Vorauslagerung für 100 h bei 250°C nur Zugversuche bei 250°C) wurde die Auswirkung der Gefügeveränderung auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Um zu überprüfen, ob die neuen Legierungen weiterhin im Schwerkraftkokillenguss verarbeitbar sind, wurden die gießtechnologischen Eigenschaften untersucht. Da die maximale Zugabemenge der Elemente bei 1 Gew.-% lag, ist eine starke Veränderung des temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten im Verhältnis zu Schritt 2 nicht zu erwarten. So wurden diese aufwendigen Untersuchungen im Rahmen von Schritt 3 nicht mehr durchgeführt. Um den Versuchsaufwand weiter zu minimieren, wurde die Anzahl der Proben für die Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften reduziert, da in diesem Teil der Arbeit der Fokus auf den Gefügeveränderungen und den dadurch bedingten Veränderungen in den mechanischen Eigenschaften Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Härte lag.

Tabelle 3.2: Normzusammensetzung der Legierung AlSi12CuNiMg gemäß Norm EN 1706 [30]

Element	Si	Cu	Ni	Mg	Mn	Fe
Min Gew. - %	10,5	0,8	0,7	0,8	-	nicht
Max Gew. - %	13,5	1,5	1,3	1,5	0,35	spezifiziert

Legierungen	Untersuchung	Probenumfang
AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 Mn: 0,2-1,0 Zr: 0,1-0,4 Cr: 0,1-0,4 Ti+Ca: Ti 0,1 bis 0,4 Ca: 0,0006-0,012	Erstarrungsrechnungen nach Modell Scheil-Gulliver	1 Rechnung pro Legierung
	Summe Erstarrungsrechnungen	18
	Gefügeuntersuchungen	5 Proben pro Legierung
	Zugversuche bei 250°C im vorausgelagerten Zustand	3 Rundzugproben pro Legierung
	Anzahl Probestäbe	2 pro Legierung
	Fließlänge	2 Proben pro Legierung
	Lunkerneigung	2 Proben pro Legierung
	Warmrissneigung	1 Probe pro Legierung
	Gießversuche	1 pro Legierung
	Gießversuche gesamt	18
	Vergleich mit Referenzwerten	

Abbildung 3.4: Untersuchungen und Probenumfang während der Weiterentwicklung der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4

Der folgende Abschnitt erklärt die Herkunft der Ausgangslegierungen aus Abschnitt 2 des Projekts. Im Anschluss daran werden die eingesetzten Untersuchungsmethoden im Detail vorgestellt.

3.2 Herkunft der Ausgangszusammensetzungen

3.2.1 AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4

Herr Dr. Gzovskyy hat während seiner Forschungstätigkeit an der Technischen Universität der Ukraine in Kiev den Einfluss von Hauptlegierungselementen auf die Warmfestigkeit von Al-Si- und Al-Cu-Legierungen untersucht. Besonders intensiv wurde die Legierung AlSi12CuNiMg untersucht. Dafür wurden die Hauptlegierungselemente Si, Cu, Ni und Mg variiert. Die größte Warmfestigkeit erreichte die Legierung mit der Zusammensetzung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4. Diese wird nun mit der

Normzusammensetzung nach EN 1706 verglichen, Tabelle 3.2. Nach der Norm EN 1706 enthält die Kolbenlegierung zwischen 10,5 und 13,5 Gew.-% Si [30], Tabelle 3.2. Es wurden die Gehalte entsprechend der Dissertation von Herrn Dr. Gzovskyy eingestellt, in welcher die Legierung AlSi12CuNiMg hinsichtlich der Warmfestigkeit optimiert wurde. Als Si-Gehalt wurde 12,9 Gew.-% eingestellt. Damit ist sichergestellt, dass sich die maximale Menge Si im Kokillenguss als eutektisches Si ausscheidet. Durch einen hohen Anteil an ausgeschiedenem eutektischen Silizium kann die Warmfestigkeit gesteigert werden, Abbildung 2.9, Kapitel 2.4.2, S.34. Durch die geringe Überschreitung des eutektischen Gehalts ist keine negative Auswirkung auf die Duktilität der Legierung zu erwarten. Cu wurde an der oberen Toleranzgrenze bei 1,5 Gew.-% eingestellt, um die Warmfestigkeit der Legierung zu verbessern. Es wurden 0,9 Gew.-% Ni zugegeben, um die Warmfestigkeit und Kriechbeständigkeit der Legierung zu verbessern. Der Ni-Gehalt liegt damit nahe der unteren Toleranzgrenze. Der Legierung wurden 0,43 Gew.-% Mg zugegeben und damit liegt der Mg-Gehalt außerhalb des Toleranz-Intervalls der Norm EN 1706. Die Warmfestigkeit wird gesteigert durch Mischkristallverfestigung. Der Gehalt entspricht damit den Angaben aus der Dissertation von Herrn Dr. Gzovskyy. Der Mg-Gehalt wurde nicht weiter erhöht, um die Bildung grober Mg-haltiger Phasen zu verhindern, welche die Korrosionsneigung der Legierung herabsetzen können. Den Versuchslegierungen wurden 0,24 Gew.-% Mn zugeben. Dieser Gehalt ist lt. Literatur ausreichend hoch, damit sich die Fe-haltigen Phasen überwiegend als $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ ausscheiden. Es muss geprüft werden, ob dieser Gehalt ausreichend ist, eine Verfestigung durch Mischkristallverfestigung zu erzielen. Daher wird Mn im Versuchsplan variiert. Fe trat als Verunreinigung der Vorlegierungen auf und ist mit 0,4 Gew.-% in der Schmelze vorhanden. Dies entspricht auch den industriell üblichen Gehalten. Diese Legierung ist damit ein geeigneter Kandidat für eine Weiterentwicklung.

3.2.2 AlMg7Si5Mn

Ausgehend von der Legierung AlMg5Si2Mn (Zusammensetzung: AlMg6,4Si2,4Mn0,7) der Firma Aluminium Rheinfelden (heute: Rheinfelden Alloys) wurde diese chemische Zusammensetzung in Richtung der eutektischen Rinne verändert, um die in Kapitel 2 genannten Vorteile eutektischer Legierungen nutzen zu können. Die Lage des eutektischen Punktes einer Legierung ist neben der chemischen Zusammensetzung von der herrschenden Abkühlungsgeschwindigkeit abhängig. Daher waren neben der Betrachtung des ternären Zustandsdiagramms, Abbildung 3.5, auch praktische Versuche notwendig, um auch diesen Einfluss zu berücksichti-

gen. So wurden Versuchsschmelzen mit erhöhten Mg- und Si-Gehalten hergestellt, um die Zusammensetzung in Richtung des eutektischen Punktes zu verschieben, siehe Kapitel 2.2.3, und einen Si-Überschuss zu erzeugen, siehe Kapitel 2.4.4. Die Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 ist eine eutektische Al-Mg-Si-Legierung, wohingegen die ursprüngliche AlMg6,4Si2,4Mn0,7 eine untereutektische Legierung ist. Abbildung 3.6 zeigt Gefügaufnahmen aus der Spitze einer Pilzprobe (Probe, mit welcher die chemische Zusammensetzung der Legierungen bestimmt wird). Deutlich ist zu erkennen, dass sich der Gefügeanteil an α -Mischkristall sehr stark reduziert und diese Legierung ein eutektisches Gefüge besitzt. Die Zusammensetzung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 ist eine weitere Ausgangszusammensetzung, welche später mit den Referenzwerkstoffen und der ersten Ausgangszusammensetzung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 verglichen wird.

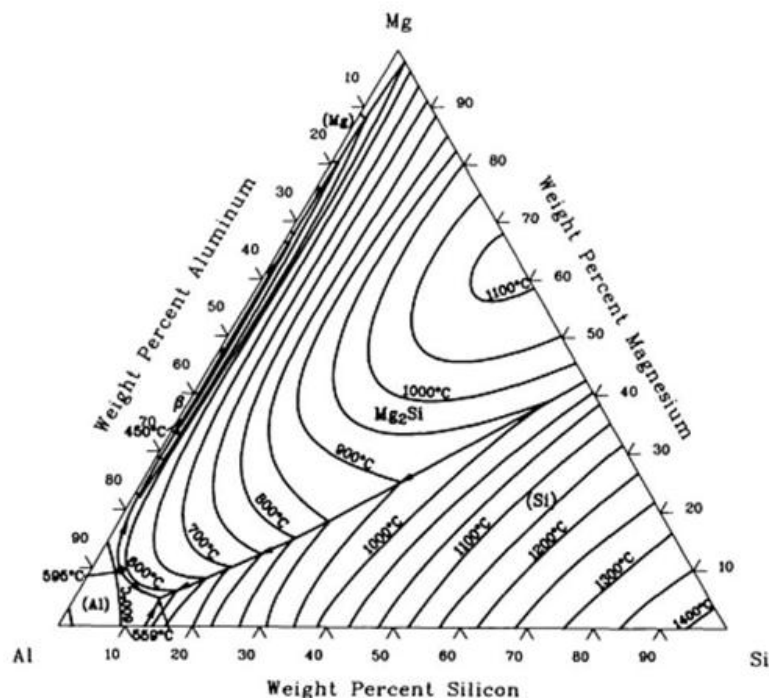


Abbildung 3.5: Liquidusprojektion des Systems Al-Mg-Si nach [66]

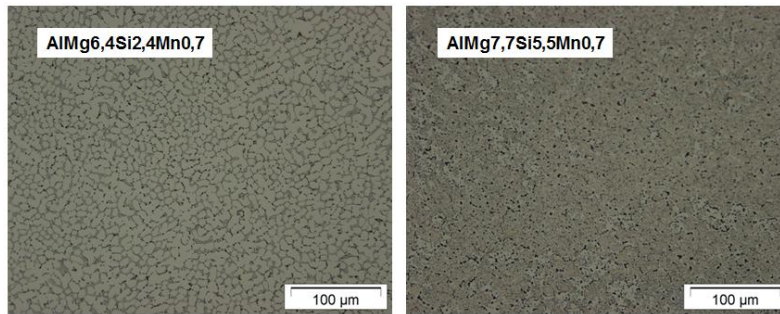


Abbildung 3.6: Gefügebilder aus der Kokille für Pilzproben zur chemischen Analyse der Legierungen AlMg6,4Si2,4Mn0,7 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7, die am Institut für Metallurgie der TU Clausthal gegossen wurden

In den folgenden Kapiteln 3.3 und 3.4 werden der Versuchsaufbau und die Versuchsparameter detailliert beschrieben.

3.3 Thermodynamische Berechnungen

Für die Berechnung der Erstarrung nach dem Scheil-Gulliver-Modell wurde die Software Pandat verwendet. Sowohl dieses Programm als auch die Software ThermoCalc nutzen Datenbanken, in denen die Gibbs-Energien der einzelnen Phasen, z.B. G_{Al}^{liq} oder G_{Al}^{fcc} hinterlegt sind. In Abhängigkeit von der Temperatur, dem Druck, der Stoffmenge und der Verteilung der einzelnen Elemente auf die möglichen Phasen des Systems wird die Gibbsche Energie des gesamten Systems minimiert. Die Phase bzw. Phasen mit der geringsten freien Enthalpie sind unter den gegebenen Bedingungen stabil. So kann vorhergesagt werden, welche Phasen bei einer bestimmten Temperatur und einem bestimmten Druck sowie einer definierten chemischen Zusammensetzung miteinander im Gleichgewicht stehen. Hierbei wird ein vollständiges Gleichgewicht im System angenommen, indem alle Stofftransportvorgänge durch Diffusion bzw. Diffusion und Konvektion abgelaufen sind. Dies trifft in der Realität nur dann zu, wenn dem System sehr viel Zeit zur Verfügung steht. Reale Erstarrungsprozesse in Kokillen laufen aber deutlich schneller ab. Stofftransportvorgänge können daher nur unvollständig ablaufen, und es kann kein thermodynamisches Gleichgewicht erreicht werden. Die Berücksichtigung dieses Ungleichgewichts führte zur Entwicklung des Scheil-Gulliver-Modells. Nach diesem Modell bildet sich nur an der Erstarrungsfront ein Gleichgewicht aus. Die Schmelze wird als vollständig homogen betrachtet, da in ihr die Bewegung der Fremdatome durch Diffusion und Konvektion ungehindert ablaufen kann. Außerdem wird angenommen, dass es zu keiner Diffusion im

Festkörper kommt. Dies führt zu einer Abweichung von der Erstarrung nach dem stabilen System. Das Herz dieses Modells ist die Scheil-Gulliver-Gleichung, Gleichung (3.1), welche den Grad der Anreicherung mit Legierungselementen vor der Erstarrungsfront beschreibt [27].

$$C_L = C_0(1 - f_s)^{(k-1)} \quad (3.1)$$

Hierbei sind C_L der Durchschnittsgehalt des Legierungselements in der Restschmelze, C_0 der Ausgangsgehalt, f_s der Festphasenanteil zu einem bestimmten Zeitpunkt und k der Verteilungskoeffizient. Durch Verwendung dieser Gleichung können Seigerungen und dadurch entstehende Phasen während der Erstarrung von Aluminiumlegierungen berücksichtigt werden. Auf diese Weise durchgeführte Erstarrungsrechnungen entsprechen eher der Realität und wurden daher für eine Erstarrungsrechnung der untersuchten Legierungen verwendet. Folgende Bedingungen wurden während der Erstarrungsrechnung eingestellt:

- Datenbank: PanAl8
- Chemische Zusammensetzung: entsprechend Versuchsplan, Tabellen 4.4 und 3.1
- Starttemperatur: 1000°C
- Abkühlrate: 3 K/s

3.4 Probenherstellung und Bestimmung der Eigenschaften der Versuchslegierungen

3.4.1 Schmelzeherstellung

Die verwendeten Einsatzmaterialien sind in Tabelle 3.3 dargestellt.

Tabelle 3.3: Einsatzmaterialien für die Herstellung der Versuchsschmelzen

Vorlegierung	Reinheit	Lieferform
Al	>99,7 Gew. - %	Masseln
AlSi26	-	Masseln
AlMn25	-	Waffeln
AlCr20	-	Waffeln
AlZr10	-	Waffeln
AlCa10	-	Masseln
AlTi6	-	Waffeln
AlBe5	-	Waffeln
Ni	>99,9 Gew. - %	Kugeln
Mg	>99,9 Gew. - %	Masseln
Cu	>99,99 Gew. - %	Draht, geschnitten

Die Versuchslegierungen wurden mit einem 125kW - 3kHz - Mittelfrequenzinduktionstiegelofen der Firma Inductotherm hergestellt. Als Tiegel dienten Ton - Graphittiegel Größe A10 der Firma Noltina. Diese haben ein Fassungsvermögen von 3,5 kg Aluminium. Es wurde an Luft geschmolzen. Zunächst wurden Reinaluminium und die Vorlegierung AlSi26 gemeinsam aufgeschmolzen. Anschließend wurden die höherschmelzenden Legierungselemente Kupfer und Nickel sowie die Vorlegierungen AlMn25, AlCr20 und AlZr10 der flüssigen Schmelze zugegeben. AlTi6 und Magnesium wurden zuletzt zulegiert, um den Abbrand der Elemente Ti und Mg möglichst gering zu halten. Schmelzen mit der Basis Aluminium-Magnesium wurde zusätzlich Beryllium in Form der Vorlegierung AlBe5 kurz vor der Zugabe des Magnesiums zugegeben. Nach [23] verringert dies deutlich die Oxidationsneigung von Al-Mg-Schmelzen. Die von der Volkswagen AG und der Aluminium Rheinfelden GmbH zur Verfügung gestellten Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) wurden als fertig legierte Masseln geliefert und im Induktionsofen geschmolzen.

Schmelzen auf Basis des Systems Al-Si-Cu wurden bis auf 850°C erhitzt und gehalten, um die chemische Zusammensetzung exakt einzustellen. Schmelzen auf Basis des Systems Al-Mg-Si wurden bis auf ca. 740°C erhitzt und gehalten, da nach [35] bei höheren Temperaturen eine verstärkte Oxidation des Magnesiums auftritt. Anders als bei den Oxidschichten von Al-Si-Schmelzen, ist die Oxidschicht von Al-Mg-Schmelzen an der Badoberfläche rissig. So wird der Schmelze stetig Sauerstoff zugeführt, was zu einem verstärkten Wachstum der Oxidschicht führt. Die Messung der Temperatur erfolgte mit einem geschlichteten (Schlichte Micawash, Seriennummer 4305.65.000, Firma Feinmechanik und Elektronik AG) Ni-Cr-Ni-Thermoelement in Kombination mit dem Handlesegerät Nr. 925 der Firma testo. Nach der Homogenisierung der Schmelze wurden Pilzproben gegossen. An diesen Proben wurden die chemischen Zusammensetzungen mit dem optischen Massenemissionsspektrometer SPECTROMAXx der Firma Spectro Analytical Instruments & Co KG (Seriennummer 120608) gemessen und entsprechend des Versuchsplans korrigiert.

Die anschließende Entgasung und Reinigung der Schmelzen von in der Schmelze schwebenden Oxiden und anderen Verunreinigungen erfolgte für Al-Si-Cu-Legierungen mit den Entgasungstabletten Nitral C19 und im Falle von Al-Mg-Si-Legierungen durch Nitral C19MG (Fa. Foseco GmbH) bei 800°C bzw 740°C. Entgegen den Herstellerempfehlungen, die in beiden Fällen eine Zugabe von 0,2 Gew.-% vorgaben, mussten 0,8 Gew.-% zugegeben werden, um eine ausreichende Entgasungswirkung zu erzielen. Dies kann auf die Größe des Tiegels und das damit ungünstigere Verhältnis Volumen/Oberfläche als bei industriell eingesetzten Schmelzöfen zurückgeführt werden. Der Dichteindex wurde nach einer Abstehtzeit von 20 Minuten überprüft. Für die Dichteindexprüfung wurden Proben von jeweils 80 g in ein Unterdruckdichteprobengerät (Firma MK Industrievertretungen GmbH) gegossen. Eine Probe erstarrte unter Vakuum, die Vergleichsprobe unter atmosphärischem Luftdruck. Anschließend wurden die Dichten der beiden Proben in einem Dichteindexprüfgerät (Firma MK Industrievertretungen GmbH) nach dem archimedischen Prinzip bestimmt. Aus der Dichte der unter dem aktuell herrschenden Luftdruck (ca. 1 bar in 600 m Höhe) erstarrten Probe und der Dichte der unter Vakuum (80 mbar) erstarrten Probe wurde nach Formel (3.2) der Dichteindex (DI) berechnet. In der Volkswagen-Gießerei Hannover wird der Dichteindex für die Referenzlegierungen kleiner als 2 eingestellt. Dieser Wert wurde mit der beschriebenen Versuchsmethodik in Clausthal stets deutlich unterschritten.

$$DI = \frac{\rho_{Atmosphaere} - \rho_{Vakuum}}{\rho_{Atmosphaere}} \quad (3.2)$$

Gießtemperatur und Kokillentemperatur und die somit herrschende Abkühlungsgeschwindigkeit üben einen großen Einfluss auf die Gefügeausbildung und die gießtechnologischen Eigenschaften von Aluminiumlegierungen aus. Sie müssen daher während des gesamten Prozesses überwacht werden. Tabelle 3.4 gibt die verwendeten Gieß- und Kokillentemperaturen während der Laborversuche am Institut für Metallurgie wieder.

Tabelle 3.4: Während der Versuche verwendete Gieß- und Kokillentemperaturen

Legierung	Temperatur	Kokille	Temperatur
AlSi6Cu4	710±2°C	Probestabkokille	100 ± 2°C
AlSi10Mg(Cu)	710±2°C	Gießspirale	100 ± 5°C
AlMg7Si5Mn	710±2°C	Taturkokille	300 ± 2°C
AlSi12CuNiMg	740±2°C	Sternkokille	300 ± 2°C

3.4.2 Probestäbe für Gefügeuntersuchungen, Zugversuche und Bestimmung des Wärmeausdehnungskoeffizienten

Für die Beurteilung der mechanischen Eigenschaften und des Wärmeausdehnungskoeffizienten wurden Probestäbe mit einem Durchmesser von 30 mm durch Abguss in die geschlichtete Probekokille (Geometrie und Material der Probekokille gemäß DIN 29 531) hergestellt, Abbildung 3.7. Das Material der Kokille (Stahl) und der Durchmesser der Probe erzeugen eine Abkühlungsgeschwindigkeit im Temperaturbereich zwischen 900 und 1000°C im Probekokille von 3 K/s. Die unter diesen Bedingungen ermittelte Abkühlgeschwindigkeit erzeugt bei den in Tabelle 3.4 dargestellten Abkühlbedingungen, die denen der Serienfertigung bei VW sehr ähnlich sind, was anhand eines Vergleichs der sekundären Dendritenarmabstände ermittelt wurde. Der große Speiser über dem Probekokille gewährleistet durch langes Nachspeisen ein dichtes Gefüge der Probestäbe.

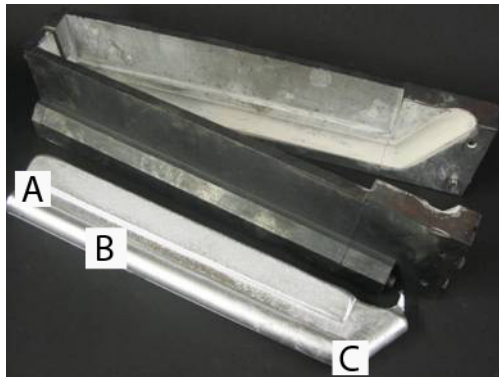


Abbildung 3.7: Probestabkockille nach DIN 29 531

Aus dem Bereich A, Abbildung 3.7, wurden 2 Proben entnommen. Aus diesen Segmenten wurden zylindrische Probekörper mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Länge von 10 mm für Dilatometerversuche hergestellt. Vor jedem Versuch wurden auf diesen Dilatometerproben zwei Thermoelemente im Abstand von 2 mm aufgeschweißt. Abbildung 3.8 zeigt eine Dilatometerprobe mit aufgeschweißten Thermoelementen.



Abbildung 3.8: Dilatometerprobe mit aufgeschweißten Thermoelementen

Aus den Probestäben, Abbildung 3.7, Bereich B, wurden Rundzugproben mit einem Durchmesser von 6 mm und einer Anfangsmesslänge von 30 mm nach DIN 50 125 Form B im Institut für Metallurgie hergestellt. Für Gefügeuntersuchungen wurden Proben aus den Bereichen A und C, Abbildung 3.7, entnommen. Die dem Probestab zugewandte Seite wurde metallographisch aufbereitet und untersucht.

3.4.3 Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften

Um das Fließ- und Formfüllungsvermögen einer Legierung zu bestimmen, wurde aus dem Schmelztiegel in die Gießspirale gegossen, die sehr dünn mit einer Bornitridschlichte geschlichtet wurde. Die Aluminiumkokille, Abbildung 3.9, wurde 3 Stunden vor dem Abguss in einem Nabertherm Luftumwälzofen (Modellnummer N120/85HA) auf 110°C vorgeheizt und erst auf dem Gießtisch positioniert und fixiert, nachdem die Schmelze die exakte Gießtemperatur erreicht hat. Die 10 K Erwärmung über der Zieltemperatur waren notwendig, damit nach der Fixierung der Kokille genügend Zeit zum Entnehmen des Tiegels aus dem Ofen und Abgießen bleibt. Zwischen den Kokillenhälften der Gießspirale wurde ein Typ-K-Thermoelement eingebracht, um die Temperatur der Kokille bestimmen zu können. Eine Messung der Kokillentemperatur mittels Infrarot Thermometer (IR362, Fa. Voltcraft) hatte sich zu Beginn der Untersuchungen als ungenau erwiesen und wurde daher verworfen.



Abbildung 3.9: Gießspirale mit Probe **Abbildung 3.10:** Sternkokille mit Probe

Zur Messung der Warmrissneigung wurden Proben mit der auf 305°C vorgeheizten, geschlichteten Sternkokille gegossen, Abbildung 3.10. Die spezielle Geometrie der Stahlkokille behindert die Kontraktion des Materials während der Erstarrung. Es bilden sich Spannungen aus, welche besonders bei Legierungen mit ungünstigem Erstarrungstyp (z.B. exogen-schwammartige) zu Rissen während der Erstarrungskontraktion führen, die im weiteren Verlauf der Erstarrung aufgrund ungenügender Nachspeisung nicht mehr „ausheilen“ können.

Probekörper zur Charakterisierung der Lunkerneigung wurden mit der Tatur-Kokille nach Wallmann [21] erzeugt. Diese sehr dünn geschlichtete Kupferkokille wurde vor dem Abguss auf 305°C erhitzt. Beim Abguss betrug die Kokillentem-

peratur aufgrund der zeitlichen Verzögerung zwischen der Entnahme der Kokille aus dem Ofen und dem Abguss 300°C. Die Kokille wurde mit flüssiger Aluminiumschmelze zu 90-95% gefüllt. Durch die Form der Kokille sowie die Kokillen- und Gießtemperatur stellt sich in den Lunkerproben eine legierungsabhängige Verteilung von Makro- und Mikrolunkern ein.

Das Fließvermögen wurde durch Vermessung der erkalteten Probe aus der Gießspirale bestimmt. Es ist umso höher, je größer die zurückgelegte Strecke in der Gießspirale ist. Zur Messung wurden nicht die in der Gießspirale eingelassenen Gradzahlen verwendet, da ihre Nutzung bei größeren Fließlängen die Genauigkeit der Messungen herabsetzen. Stattdessen wurde die äußere Länge der erkalteten Probe mit einem Maßband vermessen. Um das Formfüllungsvermögen der Legierungen zu bestimmen, wurden die Spitzen der Gießspiralen untersucht. Es wurde die Strecke bestimmt, bei der sich die Spitze der Gießspirale von der Kokillenwand ablöst. Diese Strecke wird Vorlauf genannt. Innerhalb dieses Bereiches wird die Kontur der Gießspirale nicht mehr exakt wiedergegeben. Das Formfüllungsvermögen einer Legierung ist umso besser, je geringer die Vorlaufänge ausfällt [21].

Eine Auswertung der Warmrissneigung einer Legierung erfolgt über das gewichtete Zählen der Warmrisse an Proben aus der Sternkokille. Die Risse werden dabei folgendermaßen bewertet:

- 0,25 Punkte für Haarrisse (nur mit Lupe erkennbar)
- 0,5 Punkte für gut sichtbare Risse
- 0,75 Punkte für einen umlaufenden Riss
- 1 Punkt für einen vollständig abgerissenen Stab

Die Punktzahl wird mit der jeweiligen Anzahl an Rissen multipliziert. Eine Kumulation der Punkte ergibt die Warmrisszahl.

Während der Untersuchung der Lunkerneigung waren die Anteile an Mikro- und Makrolunkern von besonderem Interesse, da je nach Lunkertyp unterschiedliche Gegenmaßnahmen gegen die im Serienprozess auftretenden Gussfehler eingeleitet werden müssen. Die Bestimmung des Makrolunkeranteils erfolgte an halbierten Lunkerproben. Die Schnittflächen wurden geschliffen und fotografiert. Mit dem Bildbearbeitungsprogramm Photoshop CS3 der Firma Adobe Systems wurden die

Bilder gemäß Abbildung 3.11 für eine Phasenanalyse aufbereitet. Während der Phasenanalyse wurden die einzelnen Flächen der präparierten Fotografien gemessen und somit der Volumenanteil des Makrolunkers bestimmt. Die Phasenanalyse wurde mit Hilfe der Bildverarbeitungssoftware Analysis Five der Firma Soft Imaging Systems durchgeführt. Durch einen Vergleich der Dichte der Lunkerprobe mit einer dichten Referenzprobe aus der gleichen Schmelze konnte der Volumenanteil an Mikrolunkern bestimmt werden. Als Referenzproben dienten aus den Probestäben entnommene Proben.

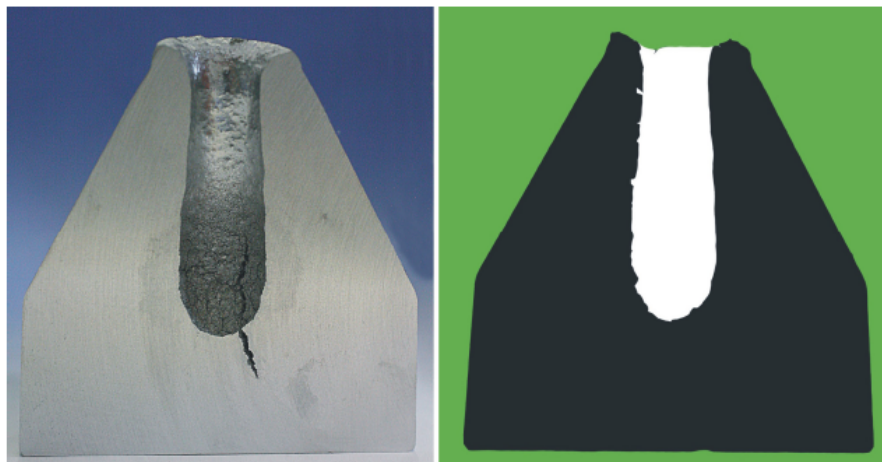


Abbildung 3.11: Aufgeschnittene und geschliffene Lunkerprobe (links) und bearbeitetes Bild (rechts)

3.4.4 Zugversuche

Die Zugversuche wurden in der Werkstoffprüfung des Instituts für Metallurgie durchgeführt. Hierbei kamen für Raumtemperaturzugversuche die Universalzugprüfmaschine 410.00, Seriennummer 93092213, der Firma UTS-Testsysteme und für Warmzugversuche die Universalzugprüfmaschine INSTRON 1195, Seriennummer H2054, mit widerstandsbeheiztem Ofen zum Einsatz.

3.4.5 Bestimmung des Wärmeausdehnungskoeffizienten

Der Wärmeausdehnungskoeffizient wurde am Umformdilatometer DIL 805 der Firma Bähr gemessen. Hierfür wurden die Proben in einen α -Messkopf aus Quarz eingespannt, in einer Vakuum/Stickstoff-Atmosphäre induktiv von 20°C auf 400°C aufgeheizt und nach einer Haltezeit von 30 s durch Stickstoffspülen wieder auf 50°C abgekühlt. Die konstante Aufheiz- bzw. Abkühlrate betrug 0,33 K/s. Das Quarz-

gestänge ist mit einem Differentialtransformator verbunden, der eine Aufnahme von Längenänderungen bis $0,05\ \mu\text{m}$ möglich macht. Diese Versuchsanordnung wird in Abbildung 3.12 gezeigt.

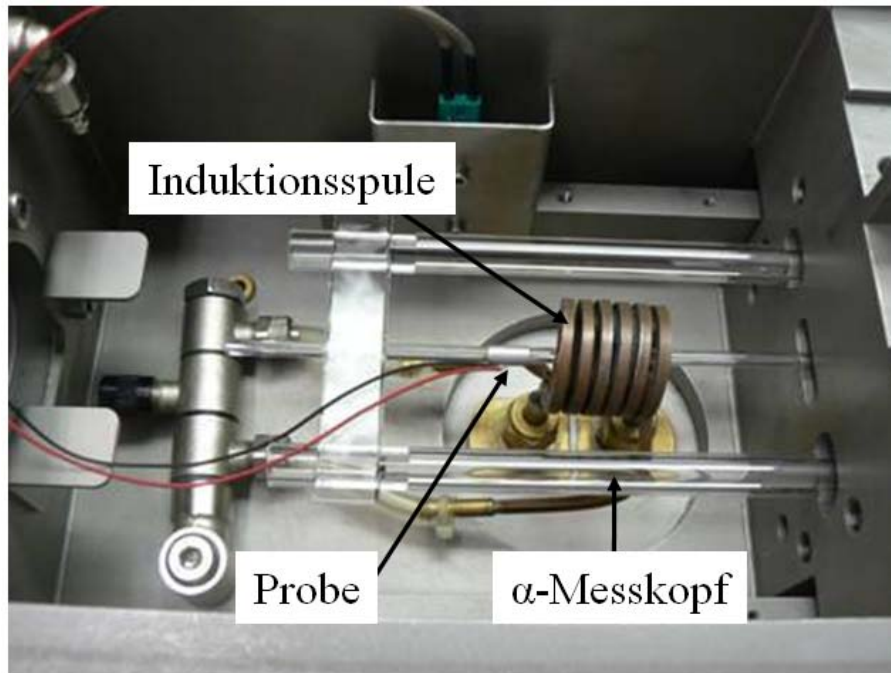


Abbildung 3.12: Geöffnetes Dilatometer mit eingelegter Probe und α -Messkopf

3.4.6 Aufsicht- und rasterelektronenmikroskopische Gefügeuntersuchungen

Nach metallographischer Aufbereitung wurden die Proben unter dem Auflichtmikroskop untersucht. Dabei wurde der sekundäre Dendritenarmabstand gemessen. Die angewendete Vorgehensweise zur Ermittlung der sekundären Dendritenarmabstände kann in [27] nachgelesen werden. Für eine Phasenbestimmung wurden die Proben mit 0,5 %-iger Flusssäure ca. 10 s lang geätzt. Dabei werden die verschiedenen intermetallischen Phasen unterschiedlich stark angegriffen. Dies hat Auswirkungen auf das Reflexionsvermögen der Phasen im Lichtmikroskop, welche sich im Licht des Mikroskops verfärben. Mittels einer modifizierten Flick'schen Lösung (90 ml H_2O (dest.), 15 ml HCl , 10 ml HF (40%), Ätzzeit: 5s - 3 min) und Betrachtung unter dem Stereomikroskop konnte die Makrostruktur der Legierung AlSi12CuNiMg sichtbar gemacht werden. Um eine bessere Auswertung der Gefügaufnahmen zu ermöglichen, wurden die Proben digital fotografiert und die einzelnen Körner eingefärbt, Abbildung 3.13. Im Anschluß daran wurden die Bilder auf DIN A4-Größe

ausgedruckt und ein Kreis eingezeichnet in Anlehnung an das planimetrische Verfahren [53]. Nach Möglichkeit sollten dafür ungefähr 50 Körner im Kreis und auf der Kreislinie vorliegen, was durch Wahl einer entsprechenden Vergrößerung in einem Großteil der Fälle realisiert wurde (ausgenommen sehr große Korngrößen). Die Körner, welche vollständig im Kreis liegen, bekommen einen Punkt, die auf dem Kreis liegenden Körner einen halben Punkt. Die Fläche des Kreises dividiert durch die Summe aller Punkte unter Einbeziehung der Vergrößerung ergibt eine Äquivalentfläche eines kreiförmigen Korns. Durch Anwendung der Formel zur Berechnung der Kreisfläche erhält man die Korngröße.

Die Bestimmung der mittleren maximalen Länge der β -Al₅FeSi erfolgte folgendermaßen: Es wurden pro Probe 10 Gefügeaufnahmen aufgenommen und die Länge der β -Nadeln bestimmt. Von jeder Gefügeaufnahme wurden die drei längsten Nadeln erfasst und der Durchschnitt dieser Messwerte über alle Proben gebildet.

Für eine Untersuchung im Rasterelektronenmikroskop musste die Leitfähigkeit der polierten, ungeätzten Proben erhöht werden. Zu diesem Zweck wurden die Proben mit Kohlenstoff bedampft in einer Kohlenstoffbedampfungsanlage 108CarbonA der Firma Cressington. Daraufhin wurden die Proben mit einem CS44-REM der Firma CamScan untersucht. Durch Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) konnten die chemischen Zusammensetzungen intermetallischer Phasen bestimmt werden. Ein Vergleich der Erstarrungsrechnungen, Fachliteratur [53, 56, 27] und EDX-Messungen half bei der Identifikation der Phasen.

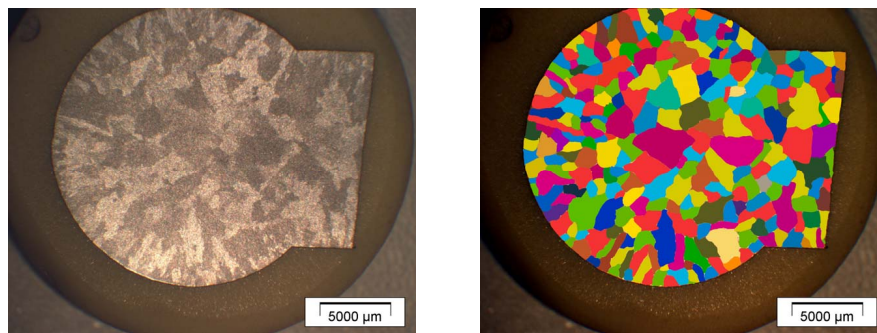


Abbildung 3.13: Vergleich geätztes Makrogefüge AlSi12CuNiMg(links) und bearbeitetes Bild für die Auswertung(rechts)

Kapitel 4

Ergebnisse und Diskussion

4.1 Untersuchung der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)

Für die Herstellung von Zylinderköpfen werden in der Gießerei Hannover der Volkswagen AG die Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) verwendet, deren gemessene chemische Zusammensetzung in Tabelle 4.1 angegeben ist. Diese werden als Masseln fertiglegiert geliefert und in einem gasbefeuchten Ofen geschmolzen. Nach Umfüllen in einen widerstandsbeheizten Warmhalteofen wird bei einer Temperatur zwischen 700°C und 795°C die chemische Zusammensetzung korrigiert. Sollte es notwendig sein, werden nun Kornfeinungs- und Veredelungsmittel (Vorlegierungen AlTi5B1 und AlSr10) zulegiert. Danach wird die Schmelze durch einen Impeller entgast, der zwischen 35 und 55 l N₂/min durch die Schmelze leitet. Anschließend wird die Schmelzequalität sowohl durch Messung des Dichteindex (Gasgehalt, Verunreinigungen) als auch durch thermische Analyse (Kornfeinungs- und Veredelungsgrad) überprüft.

Im Anschluss werden die Legierungen bei einer Gießtemperatur von 710°C im Kippgießverfahren, einer Form des Schwerkraftkokillengusses, vergossen. Dies erlaubt eine turbulenzarme Formfüllung und daher eine höhere Qualität der Gussstücke. Nach Erstarrung und Abkühlung werden in der ersten Bearbeitungsstufe das Gieß- und Anschnittsystem entfernt. Anschließend erfolgt die T6-Wärmebehandlung entsprechend Tabelle 4.2.

Die Abbildungen 4.1 und 4.2 zeigen die untersuchten Zylinderköpfe aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu). Hier sind in Abhängigkeit von der Position der Probe im Zylinderkopf sekundäre Dendritenarmabstände und die

Tabelle 4.1: Gemessene chemische Zusammensetzung der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)

Legierung	AlSi6Cu4	AlSi10Mg(Cu)
Element	Gew.-%	Gew.-%
Si	6,13	10,11
Fe	0,43	0,42
Cu	3,66	0,19
Mn	0,6	0,31
Mg	0,29	0,43
Ni	0,02	0,01
Zn	0,88	0,2
Ti	0,16	0,08
Sr	0,0015	0,03
P	$\leq 0,001$	$\leq 0,001$
Pb	0,03	0,05
Al	Rest	Rest

Tabelle 4.2: Wärmebehandlungsparameter der Zylinderköpfe aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)

Legierung	Lösungsglühen	Abschrecken	Warmauslagern
AlSi6Cu4	500°C \pm 5 K/3h	Wasser/85°C \pm 5 K	255°C \pm 5 K/1,5h
AlSi10Mg(Cu)	530°C \pm 5 K/3h	Wasser/85°C \pm 5 K	210°C \pm 5 K/1,5h

erzielten Festigkeiten angegeben. Dabei beschränken sich die angegebenen Festigkeitskennwerte auf die Dehngrenze, da eine Überschreitung der Dehngrenze zum sofortigen Versagen des Bauteils führt und somit die wichtigste Kenngröße ist.

Die Zylinderköpfe aus den Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) besitzen unterschiedliche Geometrien. Dadurch werden unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten an verschiedenen Positionen im Zylinderkopf hervorgerufen. Die chemische Zusammensetzung und die vorliegende Abkühlgeschwindigkeit beeinflussen die Festigkeit und Dendritenarmabstände einer Legierung. So sind die unterschiedlichen Festigkeiten und Dendritenarmabstände in Abhängigkeit von der Probenposition zu erklären. Beide Zylinderköpfe zeigen die kleinsten Dendritenarmabstände und die höchsten Dehngrenzen an der Brennraumplatte (Ebene A). Dieser ist der am höchsten beanspruchte Bereich im Zylinderkopf, siehe Kapitel 2.2. Die Zy-

linderkopfkokille besitzt hier eine sehr starke Kühlung, die gewährleistet, dass die Temperatur an der Brennraumplatte bei 100°C bleibt. Im mittleren Bereich werden bei der Legierung AlSi6Cu4 die geringsten Festigkeiten und höchsten Dendritenarmabstände erzielt, da hier das Kernpaket zur Darstellung der komplexen Innengeometrien eine geringere Abkühlgeschwindigkeit bedingt. Dies zieht ein gröberes Gefüge und schlechtere mechanische Eigenschaften nach sich. Im Fall der Legierung AlSi10Mg(Cu) zeigt sich deutlich der Einfluss einer anderen Geometrie auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften. Die Festigkeit nimmt mit steigendem Abstand von der Brennraumplatte ab, der Dendritenarmabstand steigt an. Somit ist davon auszugehen, dass die lokale Erstarrungszeit mit zunehmendem Abstand von der Brennraumplatte größer wird.

Ein Vergleich der Abbildungen 4.1 und 4.2 liefert folgende Erkenntnisse:

- Die Legierung AlSi6Cu4 zeigt bei Raumtemperatur im Gusszustand eine höhere Dehngrenze als die Legierung AlSi10Mg(Cu).
- Nach einer T6-Wärmebehandlung zeigt die Legierung AlSi10Mg(Cu) bei Raumtemperatur eine um 17 MPa höhere Dehngrenze als die Legierung AlSi6Cu4.
- Nach einer T6-Wärmebehandlung bei einer Prüftemperatur von 250°C zeigt die Legierung AlSi10Mg(Cu) sowohl einen höheren Absolutwert der Dehngrenze im Vergleich zur Legierung AlSi6Cu4 als auch einen geringeren prozentualen Abfall der Festigkeit bei Anstieg der Prüftemperatur auf 250°C.
- Die Streuungen in den gemessenen Dendritenarmabständen und Dehngrenzen sind bei der Legierung AlSi10Mg(Cu) geringer als bei der Legierung AlSi6Cu4.

Dies lässt den Schluss zu, dass sich die Eigenschaften der Legierung AlSi10Mg(Cu) deutlich stärker nach der vorgeschalteten Wärmebehandlung richten als im Fall der Legierung AlSi6Cu4. Die höhere Dehngrenze der Legierung AlSi6Cu4 im Gusszustand gibt einen ersten Hinweis darauf, dass die erzielbare Festigkeit einer Al-Si-Cu-Gusslegierung ohne Wärmebehandlung größer ist als die von Al-Si-Mg-Gusslegierungen. Die Ergebnisse zeigen aber auch einen starken Einfluss der Gussteilgeometrie auf die Werkstoffeigenschaften. Um diesen Einfluss zu minimieren, sind getrennt vergossene Proben in einer Standardgeometrie zu untersuchen, wie im folgenden Abschnitt gezeigt wird. Es muss außerdem die Alterungsbeständigkeit der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)

nach einer T6-Wärmebehandlung untersucht werden, um die Auswirkungen des Motorbetriebs auf die Eigenschaften des Zylinderkopfwerkstoffes abschätzen zu können. In den Abbildungen 4.3 und 4.4 werden die Dehngrenze im T6-Zustand bei 250°C und die sekundären Dendritenarmabstände der Zylinderkopfproben aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) und der getrennt vergossenen Proben miteinander verglichen. Der Dendritenarmabstand wurde als Vergleichsgröße ausgewählt, da dieser gut die herrschenden Abkühlbedingungen einer Legierung charakterisiert. Außerdem wurde die Dehngrenze bei 250°C nach einer T6-Wärmebehandlung als Kriterium herangezogen, da dieser Wert später der wichtigste Referenzwert für eine Neuentwicklung ist. Es ist ein Hauptziel dieses Projektes, eine Legierung zu entwickeln, deren Dehngrenze bei 250°C im Gusszustand ähnlich hoch ist wie die Dehngrenze bei 250°C der Referenzlegierungen im T6-wärmebehandelten Zustand.

	DAS [μm]	$R_{p0.2}$ [MPa] Guss- zustand	$R_{p0.2}$ [MPa] T6- wärmebeh.	$R_{p0.2}$ [MPa] T6- wärmebeh.
A	$22 \pm 3,0$	$177 \pm 5,0$	$234 \pm 4,3$	$140 \pm 3,5$
B	$57 \pm 6,4$	$166 \pm 7,3$	$198 \pm 6,0$	$117 \pm 5,0$
C	$45 \pm 4,3$	$157 \pm 5,3$	$222 \pm 4,9$	$125 \pm 4,6$
Prüftemperatur		25°C	25°C	250°C

Abbildung 4.1: Zylinderkopf aus der Referenzlegierung AlSi6Cu4 mit den gemessenen sekundären Dendritenarmabständen und Dehngrenzen bei Raumtemperatur und 250°C im Gusszustand und nach T6-Wärmebehandlung; Ebene A=Brennraumplatte; Ebene B=Mitte Zylinderkopf; Ebene C=Steuerblock

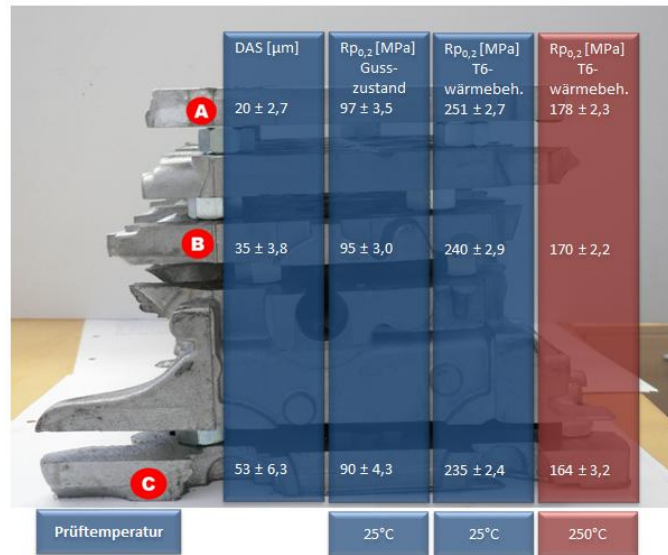


Abbildung 4.2: Zylinderkopf aus der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu) mit den gemessenen sekundären Dendritenarmabständen und Dehngrenzen bei Raumtemperatur und 250°C im Gusszustand und nach T6-Wärmebehandlung; Ebene A=Brennraumplatte; Ebene B=Mitte Zylinderkopf; Ebene C=Steuerblock

Der Unterschied zwischen den Dendritenarmabständen der getrennt vergossenen Legierungen und den Dendritenarmabständen der Zylinderkopfproben ist gering. Die Dehngrenze nach T6-Wärmebehandlung, ermittelt bei 250°C, ist bei den Zylinderkopfproben größer. Der Unterschied beträgt bei der Legierung AlSi6Cu4 18 MPa oder 12,9% und bei der Legierung AlSi10Mg(Cu) 9 MPa oder 5,3%. Aufgrund der geringen Unterschiede zwischen den Dendritenarmabständen sind die Abkühlbedingungen in der Probestabkokille und der Zylinderkopfkokille vergleichbar. Die Unterschiede in den Dehngrenzen bei 250°C nach einer T6-Wärmebehandlung sprechen ebenfalls für eine Vergleichbarkeit mit einem Trend zu etwas geringeren Festigkeiten in der Probestabkokille. Die Unterschiede können aber durch eine etwas andere Wärmebehandlung der Legierungen in der Gießerei hervorgerufen worden sein. So könnte die Lösungsglühtemperatur an der oberen Grenze und die Temperatur des Abschreckmediums an der unteren Grenze gehalten worden sein und würde damit die mechanischen Eigenschaften der Zylinderköpfe beeinflussen.

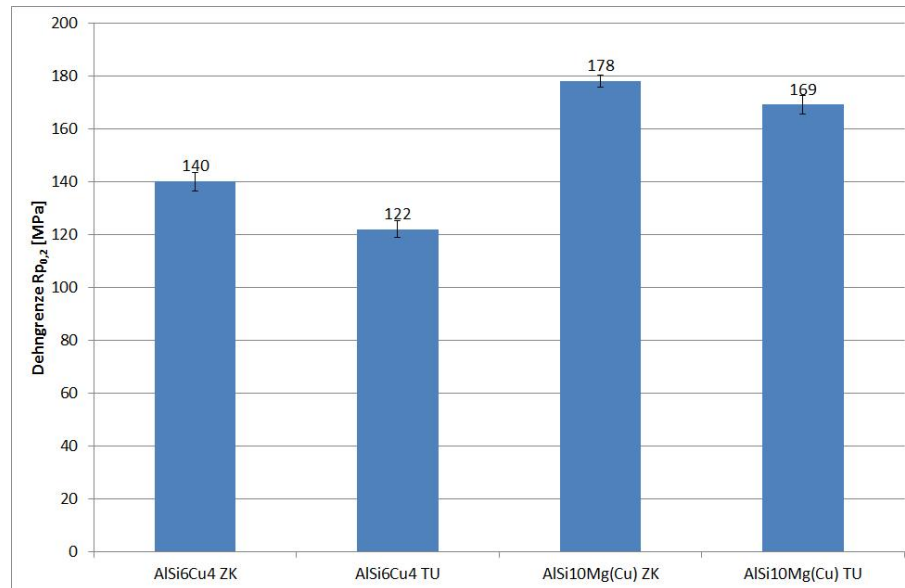


Abbildung 4.3: Vergleich der erzielten Dehngrenzen von Zylinderkopfproben aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) und getrennt vergossenen Proben aus den gleichen Legierungen bei 250°C nach einer T6-Wärmebehandlung

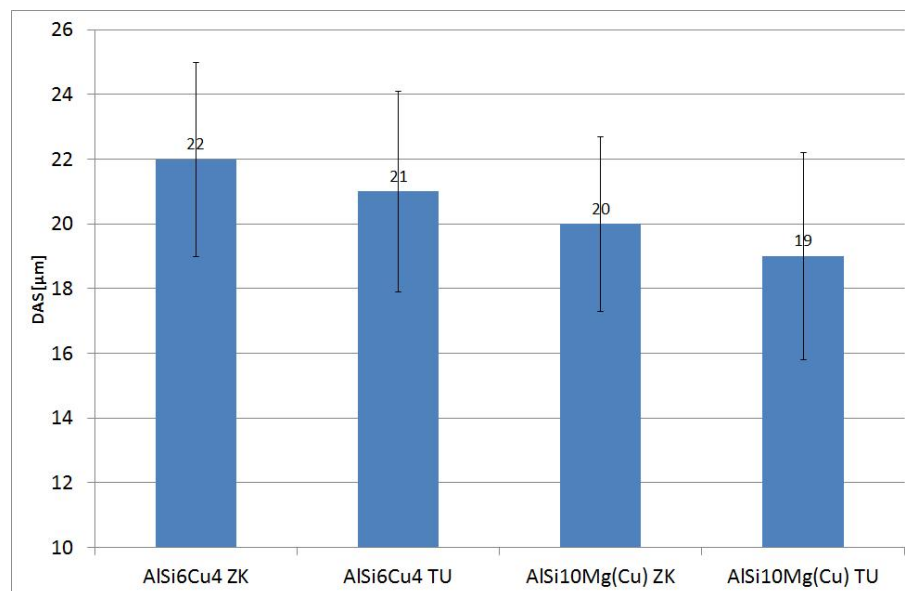


Abbildung 4.4: Vergleich der gemessenen sekundären Dendritenarmabstände von Zylinderkopfproben aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) und getrennt vergossenen Proben aus den gleichen Legierungen

Abbildung 4.5 zeigt den Einfluss verschiedener Prüftemperaturen und einer Vorauslagerung auf T6-wärmebehandelte, getrennt vergossene Proben aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu). 3 Proben wurden bei Raumtemperatur geprüft, 3 Proben bei 250°C und 3 wurden vorauslagert (100 h/250°C) und dann bei 250°C geprüft. Dies ermöglicht die Beurteilung der Alterungsbeständigkeit der Referenzlegierungen. Es zeigt sich, dass die Legierung AlSi10Mg(Cu) durch eine T6-Wärmebehandlung eine deutlich höhere Dehngrenze bei Raumtemperatur und 250°C erzielt. Allerdings fällt die Dehngrenze nach Vorauslagerung bei 250°C unter das Niveau der Legierung AlSi6Cu4. Daraus wird gefolgert, dass die Legierung AlSi10Mg(Cu) weniger alterungsbeständig ist als die Legierung AlSi6Cu4. Die Ergebnisse der Gefügeuntersuchungen und der Untersuchung der gießtechnologischen Eigenschaften der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) werden in Kapitel 4.2 dargestellt. Diese sind damit einfacher mit den Ergebnissen vergleichbar, welche die Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 liefern.

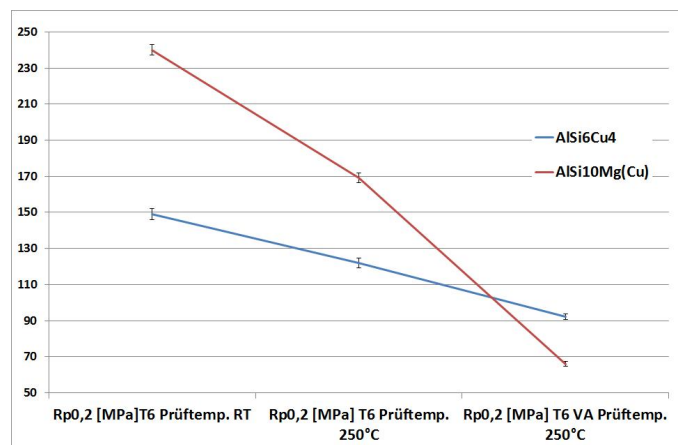


Abbildung 4.5: Einfluss von Prüftemperatur und Vorauslagerung auf die Dehngrenze der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)

4.1.1 Zusammenfassung

Die Abkühlbedingungen während der Zylinderkopferstellung im Brennraumbereich (Ebene A) und während der Probenherstellung im Institut für Metallurgie sind vergleichbar, was aufgrund der Ergebnisse der DAS-Messungen geschlussfolgert wurde. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass die Abkühlbedingungen und die daraus resultierenden Eigenschaften im Zylinderkopf stark von der Probenposition abhängen. Durch eine T6-Wärmebehandlung wird eine höhere Festigkeit mit der Legierung

AlSi10Mg(Cu) erzielt als mit der Legierung AlSi6Cu4, Abbildungen 4.1 und 4.2. Letztere zeigt aber eine höhere Festigkeit im Gusszustand, Abbildungen 4.1 und 4.2 und eine bessere Alterungsbeständigkeit, Abbildung 4.5.

4.2 Untersuchung der Ausgangszusammensetzungen $\text{AlSi}_{12,9}\text{Cu}_{1,5}\text{Ni}_{0,9}\text{Mg}_{0,4}$ und $\text{AlMg}_{7,7}\text{Si}_{5,5}\text{Mn}_{0,7}$ im Vergleich zu den Referenzlegierungen AlSi_6Cu_4 und $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}(\text{Cu})$

Im Rahmen einer Voruntersuchung wurden die Legierungen $\text{AlSi}_{12,9}\text{Cu}_{1,5}\text{Ni}_{0,9}\text{Mg}_{0,4}$ und $\text{AlMg}_{7,7}\text{Si}_{5,5}\text{Mn}_{0,7}$ untersucht und mit den Referenzlegierungen AlSi_6Cu_4 und $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}(\text{Cu})$ verglichen. Die chemische Zusammensetzung der Versuchsschmelzen zeigen Tabelle 4.4 (Chemische Soll-Zusammensetzung) und 4.11 (Chemische Ist-Zusammensetzung) wobei die Gießtemperatur jeweils 710°C betrug.

4.2.1 Erstarrungsrechnung der Legierungen $\text{AlSi}_{12,9}\text{Cu}_{1,5}\text{Ni}_{0,9}\text{Mg}_{0,4}$ und $\text{AlMg}_{7,7}\text{Si}_{5,5}\text{Mn}_{0,7}$ sowie der Referenzlegierungen AlSi_6Cu_4 und $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}(\text{Cu})$

In Al-Si-Cu und Al-Mg-Si-Legierungen, die zusätzlich noch Legierungselemente wie Fe, Mn und Ni enthalten, ist die Ausbildung zahlreicher intermetallischer Phasen möglich. Einige von ihnen sind vorteilhaft für die mechanischen Eigenschaften, andere Phasen verschlechtern die Eigenschaften deutlich. Entscheidend für ihre Ausbildung sind die Abkühlbedingungen und Mengenverhältnisse der Elemente zueinander, also die chemische Zusammensetzung der Legierung. Tabelle 4.3 zeigt die wichtigsten intermetallischen Phasen im Mehrkomponentensystem Al-Cu-Fe-Mg-Mn-Ni-Si, ihre gängige Bezeichnung und ihre chemische Zusammensetzung.

Die Tabellen 4.5 und 4.6 zeigen die Reaktionen während der Erstarrung der Referenzlegierungen AlSi_6Cu_4 und $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}(\text{Cu})$ bei einer Abkühlrate von 3 K/s . Diese Daten wurden durch eine Scheil-Gulliver-Erstarrungsrechnung mit Pandat unter Verwendung der Datenbank PanAl8b ermittelt. Die Bezeichnung der Phasen ist analog zu Tabelle 4.3.

Tabelle 4.3: Häufige intermetallische Phasen im Multikomponentensystem Al-Cu-Fe-Mg-Mn-Ni-Si nach [57, 53]

Phase	Bezeichnung	Zusammensetzung Gew.- % ; Rest Al
Al ₃ Ni	ϵ	42Ni
Al ₂ Cu	θ	52,5Cu
Mg ₂ Si	M	63,2Mg; 36,8Si
Al ₃ CuNi	δ	30Ni; 31Cu
Al ₇ Cu ₄ Ni	γ	38,7-50,7Cu; 11,8-22 Ni
Al ₉ FeNi	T	4,5-14Fe; 18-28Ni
Al ₅ FeSi	β	25-30Fe; 12-15Si
Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂	α	33(FeMn); 6Si
Al ₈ FeMg ₃ Si ₆	π	10,9Fe; 14,1Mg; 32,9Si
Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	Q	20,3Cu; 31,1Mg; 27Si

Tabelle 4.4: Chemische Sollzusammensetzung der eutektischen Legierungen für Vorversuche

Legierung	AlSi12CuNiMg	AlMg7Si5Mn
Element	Gew.-%	Gew.-%
Si	12,90	5,5
Cu	1,50	-
Mg	0,43	7,7
Mn	0,24	0,7
Ni	0,9	-
Fe	$\leq 0,15$	$\leq 0,1$
Be	-	0,004
Al	Rest	Rest

Tabelle 4.5: Reaktionen während der Erstarrung der Referenzlegierung AlSi6Cu4

Reaktion	Temperatur
liq \rightarrow Al ₃ Ti	712°C
liq \rightarrow Al ₃ Ti + α	620°C
liq + Al ₃ Ti \rightarrow α + Al	608°C
liq \rightarrow α + Al + β	579°C
liq \rightarrow α + Al + β + Si	560°C
liq \rightarrow α + Al + β + Si + θ	508°C

Tabelle 4.6: Reaktionen während der Erstarrung der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu)

Reaktion	Temperatur
liq \rightarrow Al ₃ Ti	666°C
liq + Al ₃ Ti \rightarrow Al	594°C
liq \rightarrow Al + α	580°C
liq \rightarrow α + Al + Si	572°C
liq \rightarrow α + Al + Si + β	571°C
liq \rightarrow Al + α + Si + β + π	557°C
liq \rightarrow Al + α + Si + β + π + M	550°C
liq \rightarrow Al + α + Si + β + π + M + Q	535°C

Tabelle 4.8: Reaktionen während der Erstarrung der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7

Reaktion	Temperatur
liq \rightarrow α	638°C
liq \rightarrow α + Al	592°C
liq \rightarrow α + Al + M	589°C
liq \rightarrow α + Al + M + β	576°C
liq + M + β \rightarrow α + Al + π	566°C
liq \rightarrow α + Al + M + π + Si	555°C

Zu Beginn der Erstarrung der Referenzlegierung AlSi6Cu4 scheiden sich Al₃Ti-Phasen aus, welche als potentielle Keime für den Al-Mischkristall wirken. Aufgrund der Zugabe von 0,6 Gew.-% Mn im Verhältnis zu 0,4 Gew.-% Fe (entsprechend einem Verhältnis Fe/Mn von 0,66), vergl. Tabelle 4.1, scheiden sich die eisenhaltigen Phasen α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ aus. Bei 608°C reagieren Al₃Ti und die Schmelze (liq) in einer peritektischen Reaktion unter Bildung von Al-Mischkristall

Tabelle 4.7: Reaktionen während der Erstarrung der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4

Reaktion	Temperatur
liq \rightarrow Si	576°C
liq \rightarrow Si + Al	570°C
liq \rightarrow Si + Al + α	569°C
liq \rightarrow Si + Al + α + β	559°C
liq \rightarrow Si + Al + α + β + ϵ	530°C
liq + β \rightarrow Si + Al + α + ϵ + π	528°C
liq \rightarrow Si + Al + α + β + ϵ + π + Q	526°C
liq + α + ϵ \rightarrow Si + Al + β + ϵ + Q	518°C
liq \rightarrow Si + Al + α + β + ϵ + Q + θ	509°C

und α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂. Die Kristalle wachsen und bilden den dendritischen Al-Mischkristall aus. Bei 579°C scheidet sich β -Al₅FeSi aus. Aufgrund des günstigen Verhältnisses von 0,6 Gew.-% Mn zu 0,4 Gew.-% Fe sind größere β -Nadeln nicht zu erwarten. Ab 560°C scheidet sich Silizium aus und bildet gemeinsam mit Al das Al-Si-Eutektikum. Das Eutektikum tritt erst gegen Ende der Erstarrung auf, weshalb es ebenso auf den Korngrenzen zu finden sein wird wie die Phase θ -Al₂Cu, welche sich bei 508°C ausscheidet.

In der zweiten Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu) senkt der etwas geringere Ti-Gehalt die Ausscheidungstemperatur der Phase Al₃Ti auf 666°C. Dies setzt sich bei 594°C mit der Schmelze zum Al-Mischkristall um. Während des Wachstums des dendritischen Al-Mischkristalls scheidet sich die Phase α -Al₁₅(FeMn)₃Si₂ aus. Bereits bei 572°C kommt es zur Bildung des Al-Si-Eutektikums, so dass der Anteil des Eutektikums im Gefüge deutlich höher ist. Zwischen 557°C und 535°C kommt es zur Ausbildung der komplexen Phasen π (Al₈FeMg₃Si₆) und Q (Al₅Cu₂Mg₈Si₆) sowie der Phase M (Mg₂Si).

Die Erstarrung der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 beginnt mit der Ausscheidung primären Siliziums aufgrund des leichten Si-Überschusses, Tabelle 4.7. Die Schmelze verarmt daraufhin an Si und bei 570°C erfolgt die eutektische Reaktion unter Bildung der Phasen Al-Mischkristall und Si. Zwischen 569°C und 530°C scheiden sich in eutektischen Reaktionen die Fe-haltigen Phasen α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ und β -Al₅FeSi sowie die nickelhaltige Phase Al₃Ni (ϵ) aus. Zwischen 528°C und 509°C werden durch eutektische und peritektische Reaktionen die Phasen Al₈FeMg₃Si₆ (π), Al₅Cu₂Mg₈Si₆ (Q) und Al₂Cu (θ) gebildet.

Während der Kristallisation der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7-Schmelze scheiden sich bei 638°C die primären α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂-Phasen aus. Während sich die Schmelze weiter abkühlt, kommt es bei 592°C zur Bildung eines Eutektikums aus der Phase α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ und dem Al-Mischkristall. Die Schmelze reichert sich daraufhin mit Mg an, so dass es bei 589°C zur Erstarrung des ternären Eutektikums α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂-Al-Mischkristall-Mg₂Si kommt. Durch komplexe eutektische und peritektische Reaktionen werden außerdem die Phasen β -Al₅FeSi, π -Al₈FeMg₃Si₆ und Si gebildet. Diesen berechneten Daten werden im folgenden Abschnitt die realen Gefüge gegenüber gestellt. Die Daten dienen somit als Entscheidungshilfe für eine Identifizierung der intermetallischen Phasen. Gleichzeitig kann eine Validierung der Erstarrungsrechnungen durchgeführt werden.

4.2.2 Vergleich der Gefüge und mechanischen Eigenschaften der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 mit den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)

Den im letzten Kapitel vorgestellten Berechnungen werden nun die Gefüge der Gussproben gegenübergestellt. Abbildung 4.6 zeigt Gefügaufnahmen im Gusszustand der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 (links) und AlSi10Mg(Cu) (rechts). Deutlich ist im Gefüge der Legierung AlSi6Cu4 der hohe Anteil an Al-Mischkristall zu sehen. Ebenfalls ist in großem Maße die Gleichgewichtsphase θ (Al₂Cu) zu erkennen. Während des Lösungsglühens lösen sich die θ -Phasen im Mischkristall auf und bilden nach Abschrecken und Warmauslagerung kohärente und teilkohärente Phasen, die festigkeitssteigernd wirken. Neben dem Al-Mischkristall und der Gleichgewichtsphase Al₂Cu ist das Al-Si-Eutektikum zu erkennen. Die Referenzlegierung AlSi6Cu4 erzielte bei den Untersuchungen der getrennt vergossenen Proben einen sekundären Dendritenarmabstand von 21 μ m.

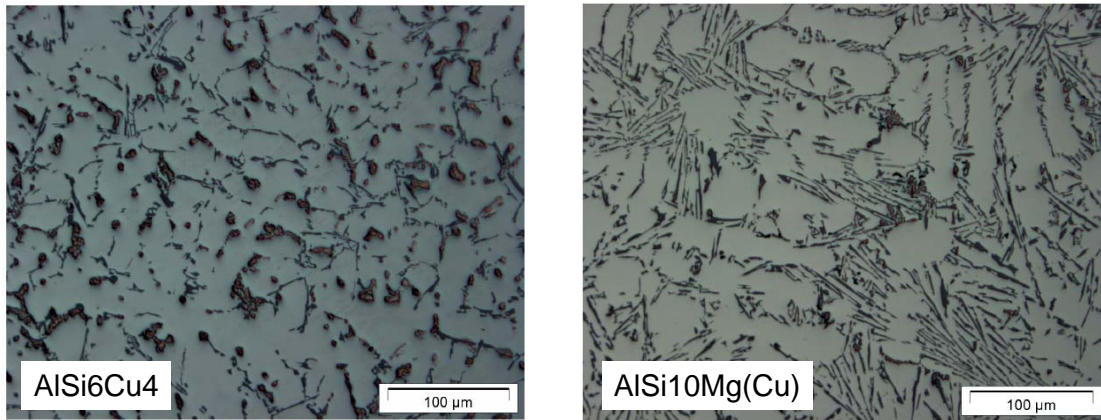


Abbildung 4.6: Gefüge der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 (links) und AlSi10Mg(Cu) (rechts) im Gusszustand

Im Gefüge der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu) ist ebenfalls Al-Mischkristall und Al-Si-Eutektikum zu finden. Allerdings ist der Anteil an Al-Si-Eutektikum deutlich größer bzw. der Anteil an Al-Mischkristall deutlich geringer als bei der Legierung AlSi6Cu4, was auf die chemische Zusammensetzung zurückzuführen ist, die im Falle der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu) deutlich näher am eutektischen Punkt ist als bei der Legierung AlSi6Cu4. Die Gleichgewichtsphase M (Mg_2Si), welche durch eine Wärmebehandlung kohärente und teilkohärente Phasen bildet, hebt sich in ihrer Färbung kaum vom eutektischen Silizium ab. Sie erscheint etwas dunkler als das eutektische Silizium und zeigt eine etwas kompaktere Struktur als das lamellare eutektische Silizium. Es sei hier auf die Phasenanalyse auf Seite 78 verwiesen. In den getrennt vergossenen Proben wurde ein sekundärer Dendritenabstand von $19\text{ }\mu\text{m}$ ermittelt.

Die Ergebnisse der Phasenanalyse der Referenzlegierung AlSi6Cu4 sind in Tabelle 4.9 dargestellt. Dabei wurden die auftretenden Phasen nach der von Pandat berechneten Ausscheidungstemperatur geordnet. Entsprechend der von Bäckerud et. al [27] vorgeschlagenen Notation sind unter dem Aufsicht- bzw. Rasterelektronenmikroskop nachgewiesene Phasen mit einem „*“ gekennzeichnet. Im Fall der Legierung AlSi6Cu4 wurden alle von der Erstarrungsrechnung vorhergesagten Phasen durch Mikroskopie bestätigt. Wichtig für die mechanischen Eigenschaften der Legierung AlSi6Cu4 sind neben der Makrostruktur der Legierung und dem Verteilungszustand der kupferhaltigen Phasen die Größe und Verteilung der eisenhaltigen intermetallischen Phasen. Das Gefüge der Referenzlegierung AlSi6Cu4 weist die für die mechanischen Eigenschaften schädlichen β -Phasen auf, Abbildung 4.7. Diese Phasen

sind spröde und liegen nadelförmig im Gefüge vor. Bei einer plastischen Verformung des Gefüges treten an diesen Phasen die ersten Risse auf. Somit stellen die β - Al_5FeSi -Nadeln eine Schwächung des Gefüges dar.

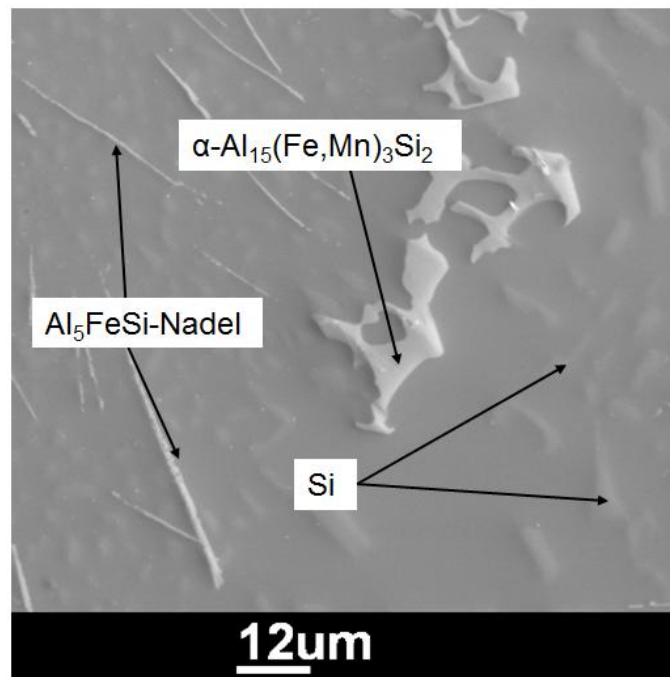


Abbildung 4.7: Für mechanische Eigenschaften schädliche β -Nadeln in Nachbarschaft von α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ (hellgraue, kompakte Phasen) und Silizium (graue „Höcker“) in der Legierung AlSi6Cu4

Tabelle 4.10 zeigt die Ergebnisse der Phasenanalyse der Referenzlegierung $\text{AlSi10Mg}(\text{Cu})$. Die Phasen π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ und Q - $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ konnten nicht identifiziert werden, obwohl sie von der Erstarrungsrechnung vorhergesagt wurden. Allerdings ist es möglich, dass diese Phasen in den Proben vorlagen und als andere Phasen identifiziert wurden, da ihr Aussehen anders war als in der Literatur beschrieben und die Ergebnisse der REM/EDX-Analyse nicht eindeutig waren (Chemische Zusammensetzung einer Phase wird durch darunter/daneben liegende Phase verfälscht). Die β -Nadeln hatten eine mittlere maximale Länge von $51 \pm 5 \mu\text{m}$ und somit vergleichbar mit der Größe der β -Nadeln in der Legierung AlSi6Cu4 , Abbildung 4.7. Eine ähnliche Größe wie in der Legierung AlSi6Cu4 war auch zu erwarten, da die chemische Analyse ähnliche Fe-Gehalte aufwies und die Erstarrungsrechnung β -Ausscheidungstemperaturen errechnete, die sich um nur 8 K unterschieden.

Tabelle 4.9: Ergebnisse der Phasenanalyse der Referenzlegierung AlSi6Cu4 geordnet nach den von Pandat berechneten Ausscheidungstemperaturen der Phasen

T_{Pandat}	Phase	Morphologie
620°C	Al-MK*	dendritisch
608°C	α^*	Chinesenschrift
579°C	β^*	nadelförmig
560°C	Si*	lamellar
508°C	θ^*	rund

Tabelle 4.10: Ergebnisse der Phasenanalyse der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu) geordnet nach den von Pandat berechneten Ausscheidungstemperaturen der Phasen

T_{Pandat}	Phase	Morphologie
594°C	Al-MK*	dendritisch
580°C	α^*	Chinesenschrift
572°C	Si*	lamellar
571°C	β^*	nadelförmig
557°C	π	
550°C	M*	unregelmäßig
535°C	Q	

Tabelle 4.11: Gemessene chemische Zusammensetzung der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7

Legierung	AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4	AlMg7,7Si5,5Mn0,7
Element	Gew. - %	Gew. - %
Si	12,87	5,49
Cu	1,55	-
Mg	0,42	7,72
Mn	0,25	0,71
Ni	0,96	-
Fe	0,41	0,09
Be	-	0,004
Al	Rest	Rest

Abbildung 4.8 stellt das Gefüge der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 dar.

Tabelle 4.12: Vergleich der sekundären Dendritenarmabstände der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) mit denen der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7

Legierung	DAS [μm]
AlSi6Cu4	21 \pm 3,1
AlSi10Mg(Cu)	19 \pm 3,4
AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4	15 \pm 2,6
AlMg7,7Si5,5Mn0,7	17 \pm 2,9

Die dazu gehörende chemische Zusammensetzung ist Tabelle 4.11 zu entnehmen. Die Gefügebildung zeigt einige wenige Primär-Siliziumkristalle, welche in einer eutektischen Matrix aus Al-Mischkristall und lamellarem Silizium eingebettet sind. Diese Primär-Si-Kristalle traten allerdings nur sehr vereinzelt auf und hatten eine durchschnittliche Größe von $38 \pm 5 \mu\text{m}$. Der sekundäre Dendritenarmabstand dieser Legierung beträgt durchschnittlich $15 \mu\text{m}$, Tabelle 4.12, und ist damit um 6 bzw. $4 \mu\text{m}$ geringer als der DAS der Serienlegierungen. In der Matrix sind zwischen 0,2 und 0,3 Gew.-% Cu gelöst, welche die Festigkeit der Legierung durch Mischkristallhärtung verbessern können. Es wurden im Gefüge, wie es nach der Erstarrungsrechnung zu erwarten war, β -Nadeln gefunden, die mit einer durchschnittlichen maximalen Länge von $55 \pm 5 \mu\text{m}$ eine ähnliche Größenordnung aufweisen wie in der Referenzlegierung AlSi6Cu4 ($50 \pm 5 \mu\text{m}$). Die Größe der β -Phasen in der Legierung AlSi12CuNiMg ist damit vergleichbar mit der Größe der β -Nadeln in den Referenzlegierungen. Desweiteren finden sich kleinere Mengen der gegen Ende der Erstarrung ausscheidenden Phasen M (Mg_2Si), T (Al_9NiFe) und γ ($\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$), wovon die beiden letzteren nicht durch die Erstarrungsrechnung vorhergesagt wurden, Tabelle 4.13. Als Erklärung dafür werden zwei Ursachen in Betracht gezogen. Zum einen kommt es aufgrund der Komplexität des Mehrkomponentensystems Al-Si-Cu-Ni-Mg-Fe-Mn zu Ungenauigkeiten während der Berechnung, denn genaue Berechnungen sind nur im 3-Komponentensystem möglich. Alle darüber hinausgehenden Komponenten werden über Extrapolation einschließlich von Rundungsfehlern eingerechnet. Zum anderen könnte es aufgrund von Ungenauigkeiten bei der Bestimmung der chemischen Analyse einzelner Phasen im Gefüge zur falschen Identifikation einer Phase gekommen sein.

Tabelle 4.13: Ergebnisse der Phasenanalyse der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 geordnet nach den mit Pandat berechneten Ausscheidungstemperaturen der Phasen

T_{Pandat}	Phase	Morphologie
576°C	Si*	polyedr. Kristalle
570°C	Al-MK*	Matrix
570°C	Si*	lamellar
569°C	α^*	Chinesenschrift od. unregelmäßig
559°C	β^*	nadelförmig
530°C	ϵ^*	unregelmäßig
528°C	π^*	nadel- bis blockförmig

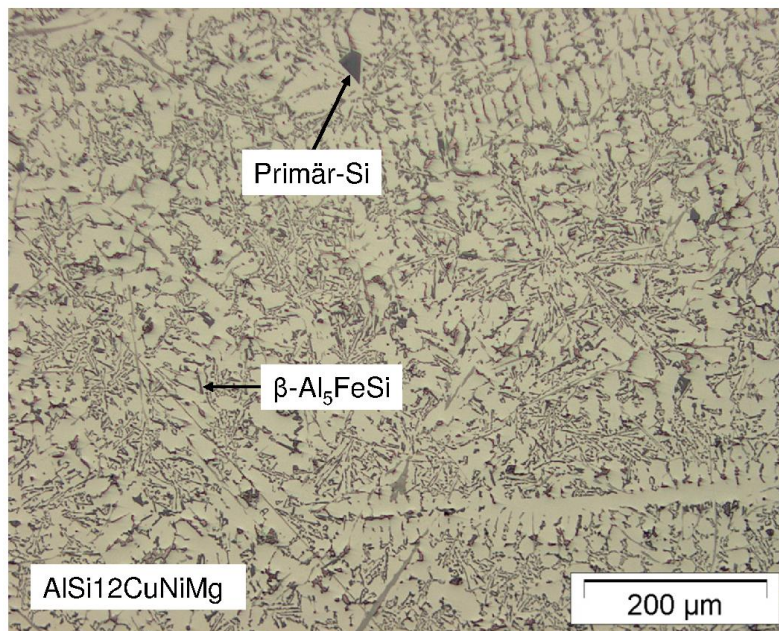


Abbildung 4.8: Gefüge der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4

Abbildung 4.9 zeigt das Gefüge der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7, deren chemische Zusammensetzung in Tabelle 4.11 zu sehen ist. Die Phasenanalyse ist in Tabelle 4.14 dargestellt. Zu sehen ist in Abbildung 4.14 eine eutektische Al-Mg₂Si-Matrix. Darüber hinaus findet sich in der Legierung die Phase α -Al₁₅(FeMn)₃Si₂, die in Chinesenschriftform in der Matrix vorliegt. Die Phasen β und π konnten entgegen der Berechnung mit Pandat nicht nachgewiesen werden. Als Ursache sei hier auf den vorletzten Absatz verwiesen, in welchem die Gründe für Abweichungen zwischen Berechnungen und Gefügeuntersuchungen dargestellt werden.

Tabelle 4.14: Ergebnisse der Phasenanalyse der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 geordnet nach den mit Pandat berechneten Ausscheidungstemperaturen der Phasen

T_{Pandat}	Phase	Morphologie
638°C	α^*	dendritisch
592°C	Al-MK*	Matrix
592°C	α^*	abgerundet, kompakt
589°C	M*	lamellar
576°C	β	
566°C	π	
555°C	Si*	abgerundet, kompakt

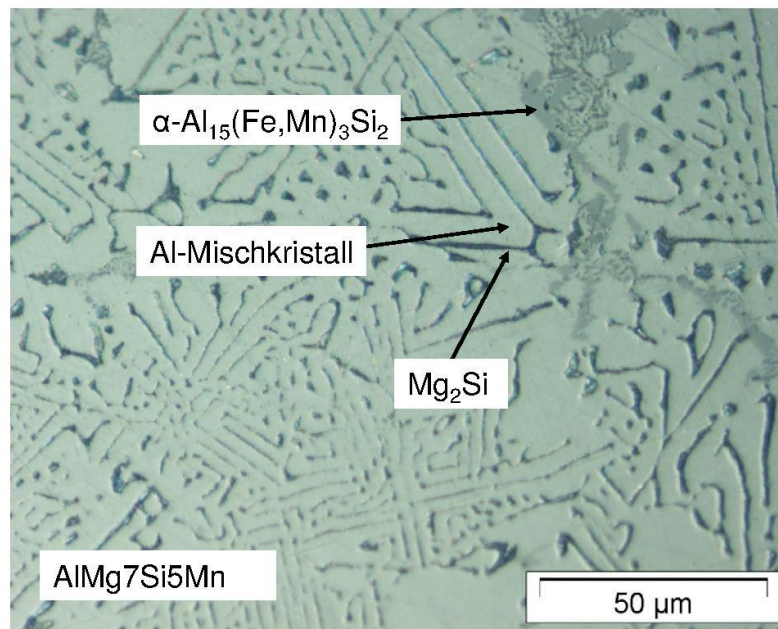


Abbildung 4.9: Gefüge der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7

Auf den vorhergehenden Seiten wurde das Gefüge der Referenzlegierungen und der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 beschrieben. Die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften werden nun dargestellt. Da das Ziel der Entwicklung die Eliminierung der Wärmebehandlung ist, werden die Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) im T6-wärmebehandelten Zustand mit den Ausgangszusammensetzungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 im Gusszustand verglichen. So kann die aussichtsreichste Legierung für eine Weiterentwicklung ausgewählt werden, die im Gusszustand schon ähnliche Festigkeiten wie die Referenzlegierungen nach einer T6-Wärmebehandlung zeigt.

Die Dehngrenze wird hierbei als wichtigstes Kriterium angesehen, da eine plastische Verformung (Überschreitung $R_{p0,2}$) zum Versagen des Bauteils Zylinderkopf führt. Begonnen wird mit der Darstellung der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur, Abbildung 4.10, geordnet nach fallender Dehngrenze. Hier zeigt sich, wie in Kapitel 4.1 bereits dargestellt wurde, die hohe Festigkeit der Legierung AlSi10Mg(Cu) nach einer T6-Wärmebehandlung. Die Dehngrenze dieser Legierung liegt mit 240 MPa deutlich über der Festigkeit der anderen Legierungen. Insgesamt zeigen die T6-wärmebehandelten Referenzlegierungen die höchsten Dehngrenzen. Mit einer Dehngrenze von 99 MPa zeigt die Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 die geringste Dehngrenze, aber mit 1,7 % wurde die höchste Bruchdehnung ermittelt. Die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 liegt mit der gemessenen Dehngrenze zwischen den Referenzlegierungen und der Al-Mg-Si-Legierung.

In Abbildung 4.11 werden die mechanischen Eigenschaften der Legierungen AlSi6Cu4, AlSi10Mg(Cu), AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 nun bei 250°C dargestellt. Dabei gehen mit steigender Prüftemperatur Dehngrenze und Zugfestigkeit zurück, die Bruchdehnung steigt an. Im Vergleich zu den anderen Legierungen fällt die Dehngrenze der Legierung AlSi10Mg(Cu) sehr stark von 240 MPa bei Raumtemperatur auf 169 MPa bei 250°C ab. Dies entspricht einem Abfall von 42%. Wieder zeigen die Referenzlegierungen die höchsten Festigkeiten. Die Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 zeigen miteinander vergleichbare, niedrigere Dehngrenzen, wobei die Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wieder die höchste Bruchdehnung von 3,8 % aufweist.

Die Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurden im Gusszustand mit den Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) im T6-wärmebehandelten Zustand verglichen. In Zugversuchen bei Raumtemperatur und bei 250°C zeigte sich, dass die Festigkeiten der T6-wärmebehandelten Legierungen über denen der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 liegen, d.h. dass eine T6-Wärmebehandlung, die eine Ausscheidungsverfestigung der Legierung bewirkt, eine sehr effektive Methode ist, die Festigkeit von Al-Legierungen zu steigern. Allerdings liegen in einem Motor im Betrieb andere Zustände vor. Der Zylinderkopf ist einer langanhaltenden thermischen Belastung ausgesetzt, die in den bisher dargestellten Ergebnissen der Zugversuche nicht berücksichtigt wurde. Es wird daher geprüft, wie sich die Legierungen in diesem Fall verhalten. Aus der Literatur [7] ist bekannt, dass ausscheidungsgehärtete Legierungen wie AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) bei längerer thermischer Belastung deutlich an Festigkeit verlieren, da die feinstverteilten Ausscheidungen wachsen (Ostwaldreifung [9]) und die Kohärenz der Teilchen abnimmt. Somit wird die zusätzlich benötigte Kraft für

Tabelle 4.15: Härten der Legierungen nach einer T6-Wärmebehandlung (AlSi6Cu4, AlSi10Mg(Cu)) bzw. im Gusszustand (AlSi12CuNiMg, AlMg7Si5Mn); Prüftemperatur war Raumtemperatur

Legierung	Härte (HB)
AlSi6Cu4 T6	102±2
AlSi10Mg(Cu) T6	107±2
AlSi12CuNiMg F	107±3
AlMg7Si5Mn F	75±2

den Durchgang einer Versetzung verringert und damit die Festigkeit herabgesetzt. Die Prüfung der mechanischen Eigenschaften bei 250°C nach einer thermischen Vorschädigung erfolgt an Proben, die 100 h bei 250°C gelagert wurden, Abbildung 4.12. Da dies den Regelfall in der Praxis darstellt, wird diesen Ergebnissen die größte Wichtigkeit beigemessen. Durch Vorauslagerung verlieren die Legierungen im Vergleich zu Abbildung 4.11 weiter an Festigkeit, die Bruchdehnung nimmt zu. Den stärksten Abfall zeigt hier die Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu), welche eine Dehngrenze von 66 MPa erzielt. Die Dehngrenzen der Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 liegen mit 92 bzw. 86 MPa deutlich darüber. Nach einer Vorauslagerung ergeben sich also gleiche Dehngrenzen, obwohl die Legierung AlSi6Cu4 T6-wärmebehandelt wurde, die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 aber nicht. Das zeigt, dass der Festigkeitsvorteil durch Ausscheidungshärtung bei höheren Temperaturen und einer langanhaltenden thermischen Belastung verschwindet. Die Dehngrenze der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 liegt mit 75 MPa zwischen den Dehngrenzen der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu). Beim Vergleich der Zugfestigkeiten zeigt sich, dass die Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 vergleichbar sind mit der Referenzlegierung AlSi6Cu4. Auch hier fällt die Legierung AlSi10Mg(Cu) deutlich ab.

Tabelle 4.15 stellt die Härten der untersuchten Werkstoffe dar. Die Härten der Referenzlegierungen sind mit der Härte der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 vergleichbar. Lediglich die Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 zeigt hier eine deutlich geringere Härte.

Es wurde gezeigt, dass die Legierungen, deren Festigkeit auf Ausscheidungshärtung beruht, bei langer thermischer Beanspruchung (100 h bei 250°C) deutlich an Festigkeit verlieren. In diesem Belastungsfall sind die mechanischen Eigenschaften der T6-wärmebehandelten Referenzlegierung AlSi6Cu4 und der eutektischen Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 miteinander vergleichbar. Wenn die Festig-

keit der eutektischen Legierung $\text{AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4}$ durch andere Verfestigungsmechanismen weiter gesteigert werden kann, dann wäre dies ein geeigneter Zylinderkopfwerkstoff. Ein Verfestigungsmechanismus scheidet allerdings bereits kostenbedingt aus: die Verformungsverfestigung. So bleiben noch Mischkristallverfestigung, Ausscheidungshärtung, Dispersionsverfestigung und Feinkornverfestigung. Diese Mechanismen müssen durch geschickte Wahl der Legierungselemente aktiviert werden, was in dieser Arbeit durch die Elemente Zr, Cr, Mn, Ti und Ca realisiert werden soll. Bevor die Legierung für eine Weiterentwicklung ausgewählt werden kann, müssen noch die gießtechnologischen Eigenschaften geprüft werden, denn die Legierung muss im Schwerkraftkokillenguss verarbeitbar sein.

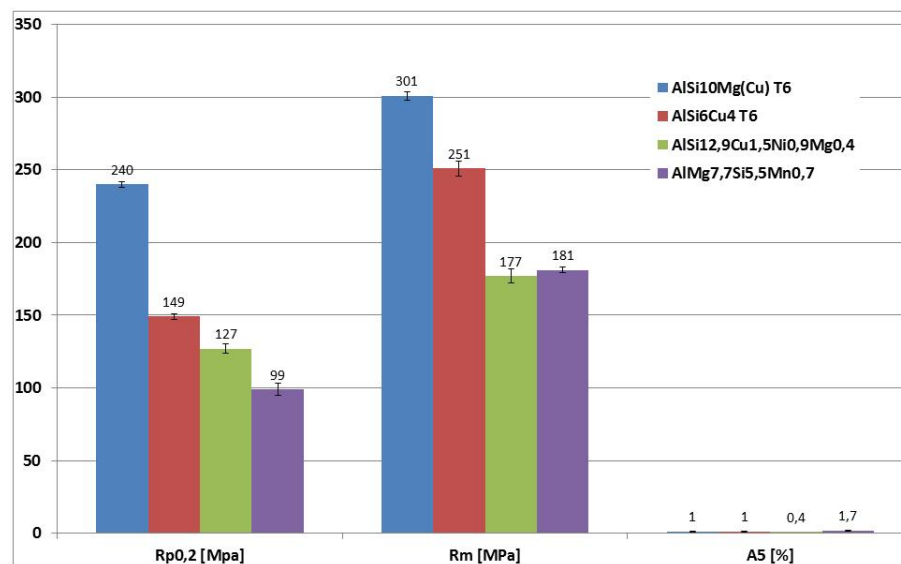


Abbildung 4.10: Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur geordnet nach fallender Dehngrenze; Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) wurden T6-wärmebehandelt und geprüft, $\text{AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4}$ und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurden im Gusszustand geprüft

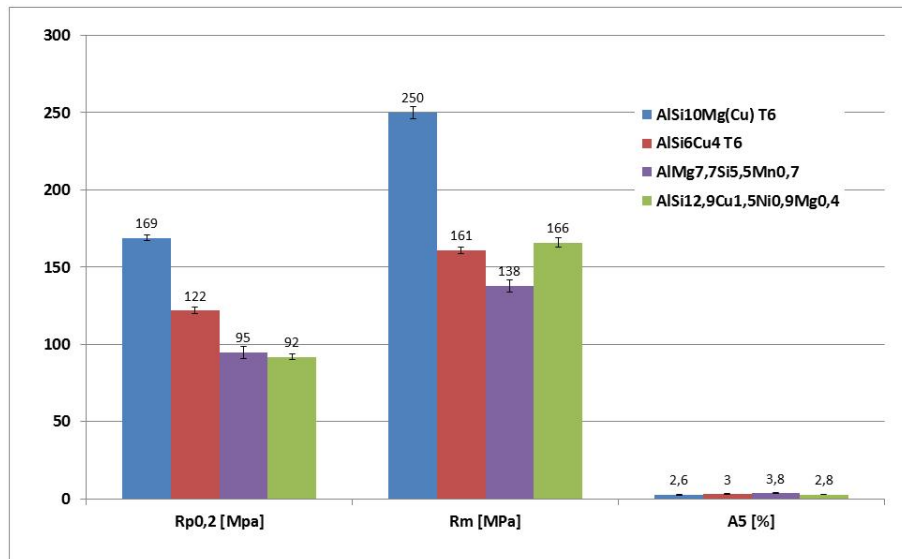


Abbildung 4.11: Mechanische Eigenschaften bei 250°C geordnet nach fallender Dehngrenze; Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) wurden T6-wärmebehandelt und geprüft, AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurden im Gusszustand geprüft

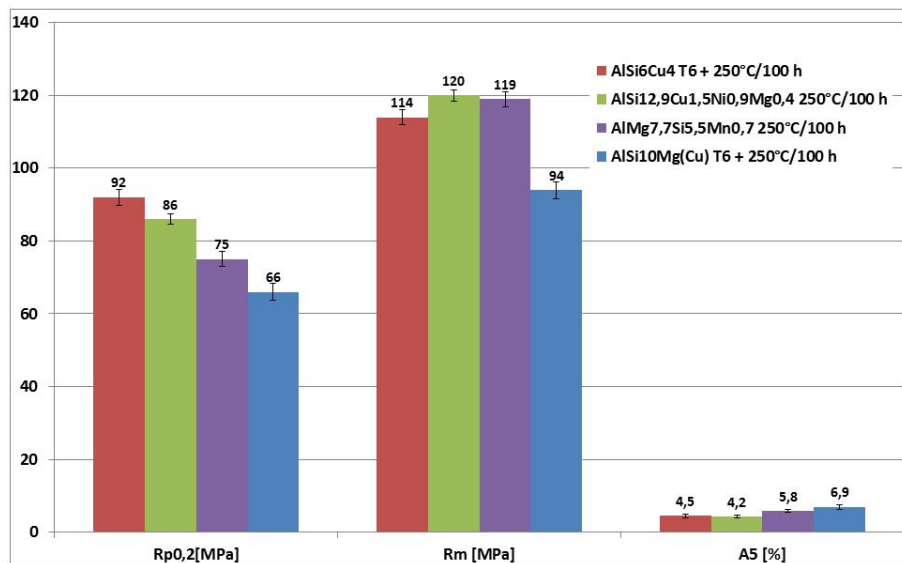


Abbildung 4.12: Mechanische Eigenschaften bei 250°C nach Vorauslagerung (250°C/100h) geordnet nach fallender Dehngrenze; Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) wurden nach einer T6-Wärmebehandlung vorausgelagert und geprüft, AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurden im Gusszustand vorausgelagert und geprüft

4.2.3 Gießtechnologische Eigenschaften der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 im Vergleich zu den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)

Die gießtechnologischen Eigenschaften aller untersuchter Legierungen sind in Abbildung 4.13 dargestellt. Verglichen mit der Referenzlegierung AlSi6Cu4 sind die Fließlängen der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 auf dem gleichen Niveau. Zumindest für die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 wurde aufgrund der großen Menge freiwerdender Wärme während der Ausscheidung des eutektischen Siliziums eine höhere Fließlänge erwartet. Somit ist der Einfluss des höheren Siliziumanteils nicht signifikant für eine Veränderung des Fließvermögens bzw. die Messmethodik zu modifizieren, um die Ergebnisse anschließend zu verifizieren. In dieser Arbeit lag der Schwerpunkt aber auf dem Gefüge und den daraus resultierenden Eigenschaften. In diesem Abschnitt sollte überprüft werden, ob die Legierungen im Schwerkraftkokillenguss verarbeitbar sind. Zur Erfüllung dieses Ziels ist die Messmethodik Gießspirale ausreichend.

Hinsichtlich der Neigung zur Ausbildung von Makrolunkern sind die Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 vergleichbar mit den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu). Größere Unterschiede gibt es beim Anteil der Mikrolunker. Während die Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4, AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) Mikrolunkeranteile zwischen 0,31 und 0,45% zeigen, erzielt die Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 einen Mikrolunkeranteil von 0,8%. Der Mikrolunkeranteil wird auch durch die Anwesenheit von Oxiden beeinflusst, da diese einen Einfluss auf die Dichte einer Probe besitzen. Trotz Einsatz von Beryllium und sorgfältiger Reinigung der Schmelze ist es möglich, dass die in der Probe enthaltenen Oxide die Dichtemessung und damit das Ergebnis der Mikrolunkermessung verfälscht haben. Dafür spricht auch, dass unter dem Auflichtmikroskop keine Mikrolunker zu sehen waren.

Die Überprüfung der Warmrissneigung ergab, dass die Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4, AlSi10Mg(Cu) und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 keine Warmrisse zeigten, aber die Legierung AlSi6Cu4 eine Warmrisszahl von 1,5 erzielte. In Abbildung 4.13 ist nur die korngefeinte Variante dargestellt. Diese Variante erzielte während der Untersuchung der Warmrissneigung keine Warmrisse, besitzt also die Warmrisszahl 0.

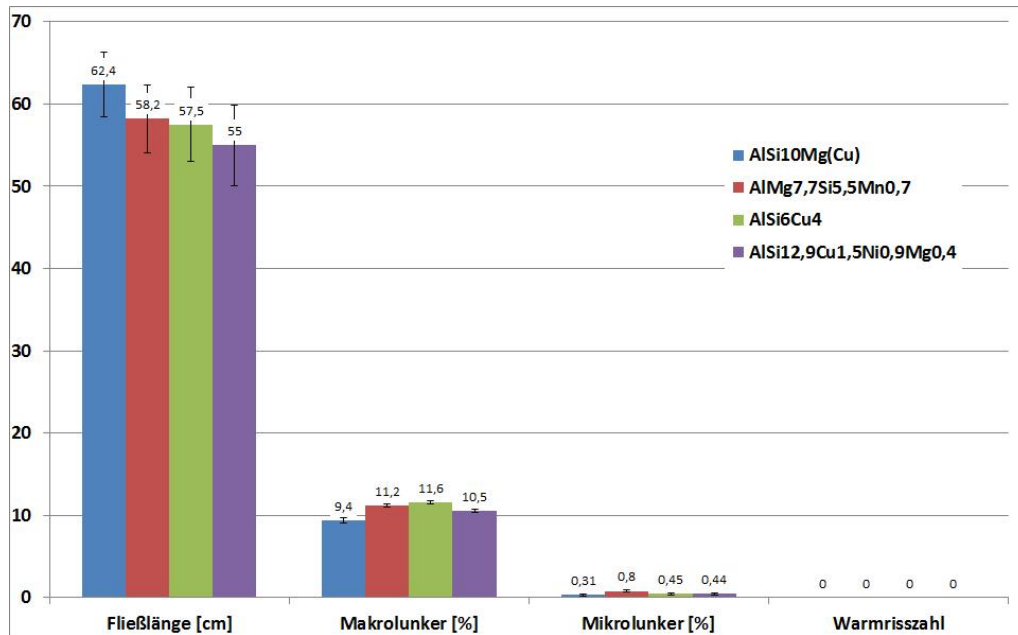


Abbildung 4.13: Gießtechnologische Eigenschaften der untersuchten Legierungen

Bei der ungefeinten Variante wurde auch eine geringere Fließlänge von 43 cm ohne AlTi5B1 gemessen. Die exogen-schwammartige Erstarrung der nicht korngefeinten Legierung AlSi6Cu4 führt zu einer gröberen Ausbildung des Al-Mischkristalls. Dadurch berühren sich die Spitzen der Al-Mischkristalldendriten schon zu einem früheren Zeitpunkt der Erstarrung und verhindern ein weiteres Nachfließen der Schmelze. So wird zum einen die Warmrissneigung erhöht und zum anderen die Fließlänge verringert. Durch eine ausreichende Zugabe von Fremdsubstraten wie z.B. TiB₂-Keimen wird dieser Punkt zu niedrigeren Temperaturen bzw. einem höheren Festanteil verschoben. Somit werden die Warmrissneigung und das Fließvermögen auf die in Abbildung 4.13 dargestellten Werte verbessert.

Wie Abbildung 4.14 und Tabelle 4.16 zeigen, ist das Formfüllungsvermögen der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 mit dem guten Formfüllungsvermögen der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu) vergleichbar. Das Formfüllungsvermögen der Legierung AlSi6Cu4 fällt hinter das Formfüllungsvermögen der Legierungen AlMg7,7Si5,5Mn0,7 und AlSi10Mg(Cu) zurück, denn diese Legierung hat die höchste Vorlaufänge von im Schnitt 84 mm. Im Vergleich mit diesen Legierungen zeigt die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 das beste Formfüllungsvermögen, denn ihre Vorlaufänge ist am geringsten. Dies ist auf die günstige Erstarrungsmorphologie der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 (Mischtyp exogen-rauhwandig und endogen schalenbildend) zurückzuführen.

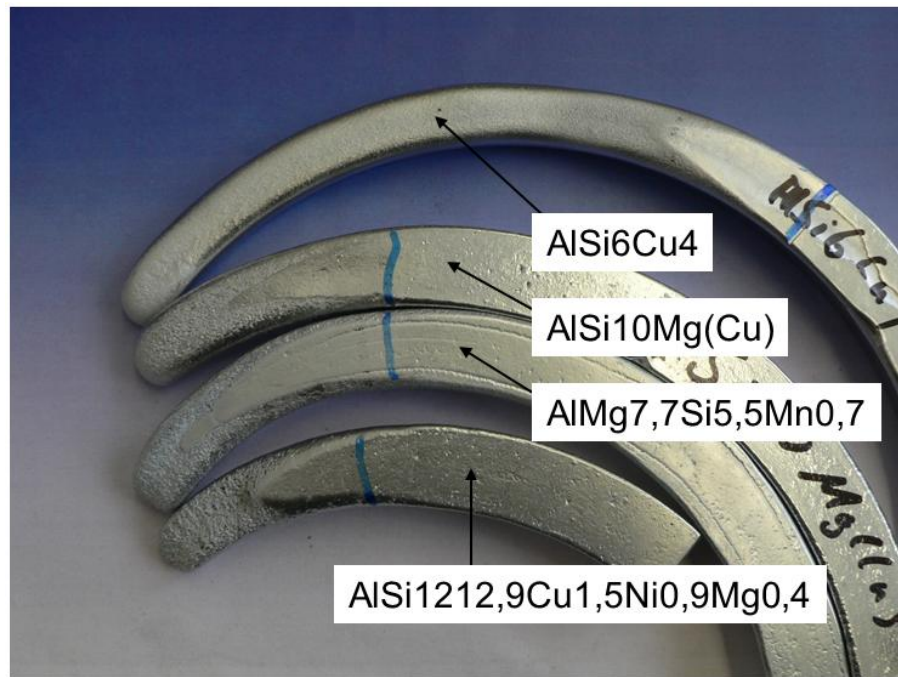


Abbildung 4.14: Formfüllungsvermögen und Vorlauflängen der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) und der Legierungen AlMg7Si5Mn und AlSi12CuNiMg

Die gießtechnologischen Eigenschaften der eutektischen Legierungen sind mit denen der Referenzlegierungen vergleichbar. Allerdings müssen zur Erzielung der guten gießtechnologischen Eigenschaften keine zusätzlichen technologischen Maßnahmen ergriffen werden, wie es im Fall der Legierung AlSi6Cu4 notwendig war.

Tabelle 4.16: Vorlauflängen der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4, AlMg7,7Si5,5Mn0,7, AlSi10Mg(Cu) und AlSi6Cu4

Legierung	Vorlauflänge mm
AlSi12CuNiMg	53±5,0
AlMg7Si5Mn	68±5,1
AlSi10Mg(Cu)	70±3,1
AlSi6Cu4	84±3,0

4.2.4 Wärmeausdehnungskoeffizient

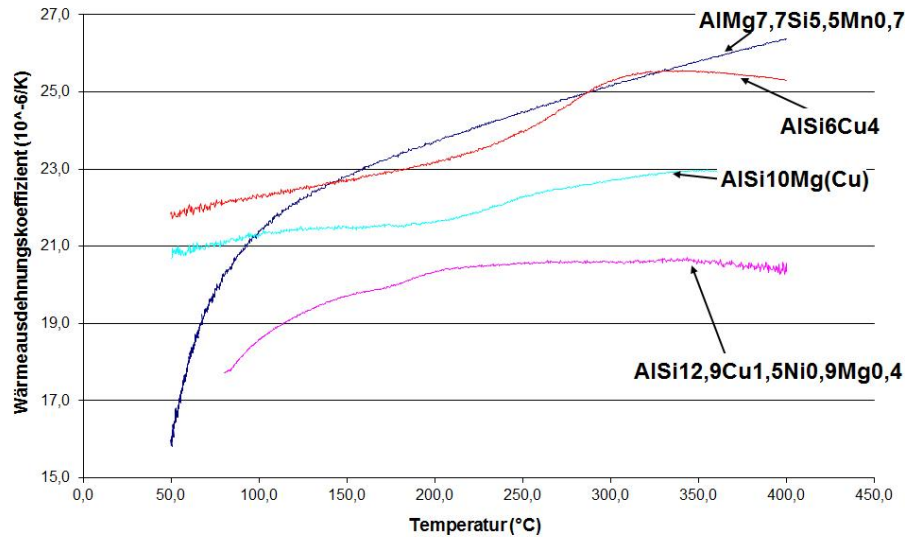


Abbildung 4.15: Temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizienten der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 sowie der Referenzlegierungen AlSi10Mg(Cu) und AlSi6Cu4

Das Ausdehnungsverhalten des Aluminiumzylinderkopfes bei Erwärmung und Abkühlung ist für die Lebensdauer sehr wichtig. Daher wurde der temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizient zwischen 50°C und 400°C im Gusszustand gemessen, Abbildung 4.15. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten steigen mit der Temperatur stark an. Besonders deutlich wird dies an der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7. Der Wärmeausdehnungskoeffizient beträgt bei 100°C $21,5 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ (aus Messung) und steigt auf ca. $26 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ bei 400°C an. Im Bereich um 250°C zeigt die Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 einen Wärmeausdehnungskoeffizienten von $24,5 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$. Ein ähnlicher Wärmeausdehnungskoeffizient wurde bei 250°C auch mit der Referenzlegierung AlSi6Cu4 erzielt ($24 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$). Deutlich geringer ist der Wärmeausdehnungskoeffizient bei 250°C der naheutektischen Al-Si-Legierungen. So beträgt der Wärmeausdehnungskoeffizient der Legierung AlSi10Mg(Cu) bei 250°C $22,3 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$. Am geringsten fällt er bei der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 aus mit $20,6 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$. Aus dieser Darstellung wird deutlich, dass mit steigendem Anteil eutektischen Siliziums im Gefüge der Wärmeausdehnungskoeffizient zurückgeht, d.h. ein hoher Siliziumanteil ein großer Vorteil für Zylinderkopfwerkstoffe ist. Dies ist auf den geringen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Silizium zurückzuführen. In der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 wirkt zusätzlich das Nickel reduzierend auf den tempera-

turabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten. Dieser beträgt $2 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ und ist damit um eine Größenordnung kleiner als der Wärmeausdehnungskoeffizient des α -Mischkristalls ($23 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$) [65]. Von Magnesium ist ebenfalls bekannt, dass es den Wärmeausdehnungskoeffizienten in Gehalten über 0,35 Gew.-% erhöht [37]. Der geringere Wärmeausdehnungskoeffizient der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 trägt dazu bei, das Lebensdauerverhalten deutlich zu verbessern, da die durch Temperaturwechsel induzierten plastischen Dehnungen deutlich geringer ausfallen. Bei der Betrachtung des Wärmeausdehnungskoeffizienten ist die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 den anderen Legierungen deutlich überlegen.

4.2.5 Zusammenfassung

Die Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurden mit den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) verglichen. Gegenüber den Referenzlegierungen zeichnet sich die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 durch eine Dehngrenze bei 250°C nach einer Vorauslagerung bei 250°C für 100 h aus, die der Dehngrenze der Referenzlegierung AlSi6Cu4 entspricht. Für die Erzielung einer solchen Warmfestigkeit ist keine T6-Wärmebehandlung wie bei den Referenzlegierungen notwendig. Ohne zusätzliche technologische Maßnahmen ergreifen zu müssen, zeigt die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 auch gute gießtechnologische Eigenschaften. Die Messwerte für Fließlänge, Anteil von Mikro- und Makrolunkern und die Warmrisszahl waren mit den Referenzlegierungen vergleichbar. Darüber hinaus zeigt diese Legierung den geringsten aller gemessenen Wärmeausdehnungskoeffizienten. Diese Legierung wird daher der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 vorgezogen, die eine geringere Warmfestigkeit, bis auf die Mikrolunkerneigung vergleichbare gießtechnologische Eigenschaften und ein schlechteres Wärmeausdehnungsverhalten zeigt.

4.3 Weiterentwicklung der Legierung

AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 durch Zugabe von Übergangselementen

4.3.1 Erstarrungsrechnungen nach der Zugabe von Übergangselementen

Aufbauend auf den Ergebnissen der Vorversuche wurden weitere Erstarrungsrechnungen durchgeführt. Hierbei wurden die Elemente Zr, Cr, Mn sowie die Elementkombination Ti und Ca in den in Tabelle 3.1, S. 47, beschriebenen Stufen variiert, ihre Auswirkung auf sich während der Erstarrung ausscheidende Phasen und deren Ausscheidungstemperaturen untersucht und mit den in der Literatur beschriebenen Effekten verglichen. Ca konnte in den Berechnungen nicht berücksichtigt werden, da die thermodynamischen Daten für dieses Element und die damit verbundenen Phasen nicht in der Datenbank PanAl8 vorhanden waren.

Tabelle 4.17: Einfluss des Zr-Gehalts auf die Ausscheidungstemperaturen ausgewählter Phasen in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2

Zr Gew. - %	T_{Aussch}		ΔT_{Aussch}	
	Al ₃ Zr	Si	Al ₃ Zr	Si
0,1	709,1°C	576,5°C	-	+0,4 K
0,2	768,8°C	576,9°C	+ 59,7 K	+ 0,8 K
0,3	806,9°C	577,3°C	+ 97,8 K	+ 1,2 K
0,4	835,5°C	577,6°C	+ 126,4 K	+ 1,6 K

Aus Tabelle 4.17 ist ersichtlich, dass sich durch die Zugabe von Zirkonium die Ausscheidungstemperaturen der Phasen Primär-Si und Al₃Zr verändern. Bei 0,1 Gew. - % scheidet sich Al₃Zr aus. Die Ausscheidungstemperatur der Phase beträgt 709°C. Bereits bei der Zugabe von 0,2 Gew. - % erhöht sich diese Temperatur um 59,7 K auf 768,8°C. Sie liegt damit rund 30 K über der Gießtemperatur während der Gießversuche von 740°C, was eine in der Praxis übliche Gießtemperatur ist, Tabelle 3.4, S. 56. Daraus lässt sich schließen, dass sich bereits Al₃Zr-Kristalle in der Schmelze bilden, bevor es zum Abguss kommt. Dies lässt sich sehr gut in den Abbildungen 4.16 und 4.17 nachvollziehen. Dort werden die Phasenanteile sich ausscheidender Phasen gegen die Temperatur aufgetragen. Die Isotherme bei 740°C (rote Linie) kennzeichnet die Gießtemperatur. Bei 0,1 Gew. - % befindet sich der

Anfangspunkt des Kurvenverlaufs für die Phase Al_3Zr noch unterhalb der Gießtemperatur von 740°C . Bei Zugabe von 0,2 Gew.-% Zr beginnt diese Kurve bereits über der Gießtemperatur und verschiebt sich mit steigenden Zr-Gehalten zu noch höheren Temperaturen. In beiden Diagrammen ist dieser Punkt mit einem grünen Kreis gekennzeichnet. Das frühzeitige Vorliegen von Al_3Zr -Phasen im Tiegel bedeutet, dass sich die Zeit verlängert, welche diesen Phasen zum Wachstum zur Verfügung steht. Das führt zu einer Vergrößerung der Phasen. Demzufolge werden in den Mikrogefügen der Proben mit höheren Zr-Gehalten ($\geq 0,2$ Gew.-% Zr) grobe Al_3Zr -Phasen erwartet.

Aus der Literatur ist bekannt, dass bei untereutektischen Legierungen die Zugabe von Zirkonium zu einer Verringerung der Korngröße führt. Sollte dies nachweislich auch in der Legierung $\text{AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4}$ funktionieren, könnte die Warmfestigkeit weiter gesteigert werden. Diese positive Beeinflussung der Erstarrungsmorphologie würde auch die gießtechnologischen Eigenschaften verbessern. Da sich dieser Effekt nicht durch Pandat-Berechnungen darstellen lässt, muss dies durch Gießversuche validiert werden.

Durch die Zugabe von Zirkonium wird die Ausscheidungstemperatur des Siliziums lt. Berechnung von $576,5^\circ\text{C}$ bei 0,1 Gew.-% Zr um 1,6 K auf $577,6^\circ\text{C}$ bei Zugabe von 0,4 Gew.-% Zr erhöht. Daher ist zu erwarten, dass mit zunehmendem Zr-Gehalt das Silizium verstärkt als Primärsilizium auftreten wird. Dies würde die durch Zak et. al [59] beschriebene Wirkung von Al_3Zr -Teilchen als Keime für Primärsilizium bestätigen.

Tabelle 4.18: Übersetzung der Pandat-Bezeichnungen der Phasen in Standardbezeichnungen

Phasenbezeichnungen	
Pandat	Standard
LIQUID	Restschmelze
AL3TI	Al_3Ti
AL3ZR	Al_3Zr
DIAMOND A4	Si (eut. oder primär)
FCC A1	α -Al-Mischkristall
AL15FEMN3SI2	α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$
BETA-alfesi	β - Al_5FeSi
AL3NI	ϵ - Al_3Ni
AL8FEMG3SI6	π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$
AL5CU2MG8SI6	Q- $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$

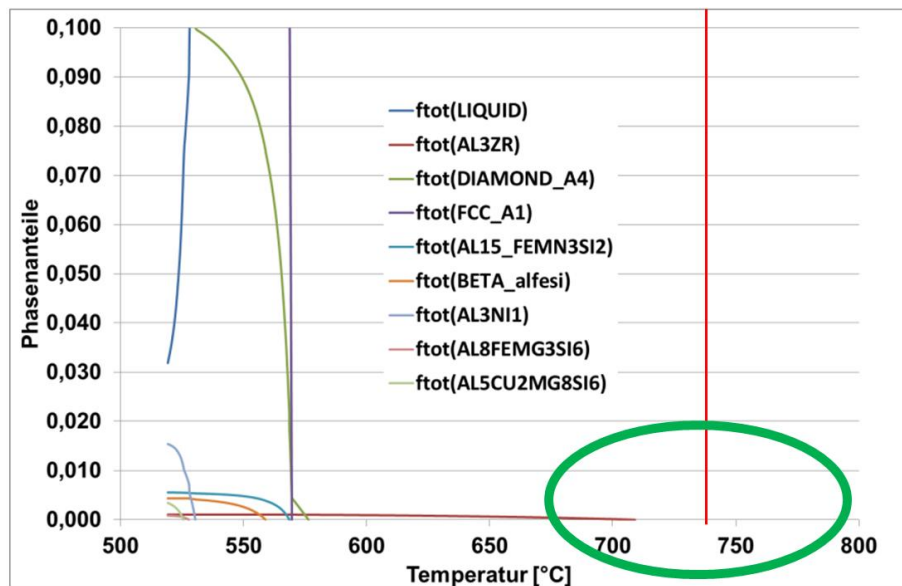


Abbildung 4.16: Phasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur in der Legierung $\text{AlSi}_{12,9}\text{Cu}_{1,5}\text{Ni}_{0,9}\text{Mg}_{0,4}\text{Mn}_{0,2}$ mit 0,1 Gew. - % Zr, Phasenbezeichnungen siehe Tabelle 4.18

Tabelle 4.19: Einfluss des Cr-Gehalts auf die Ausscheidungstemperaturen ausgewählter Phasen in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2; α ist hier die Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$

Cr Gew. - %	T_{Aussch}			ΔT_{Aussch}		
	Al ₇ Cr	Si	$\alpha\text{-Al}_{15}\dots$	Al ₇ Cr	Si	$\alpha\text{-Al}_{15}\dots$
0,1	614,9°C	576,9°C	568,8°C	-	+ 0,9 K	+ 0,2 K
0,2	646,6°C	577,8°C	568,8°C	+ 31,7 K	+ 1,8 K	+ 0,2 K
0,3	667,5°C	578,6°C	568,8°C	+ 52,6 K	+ 2,6 K	+ 0,2 K
0,4	682,9°C	579,5°C	568,8°C	+ 68,0 K	+ 3,5 K	+ 0,2 K

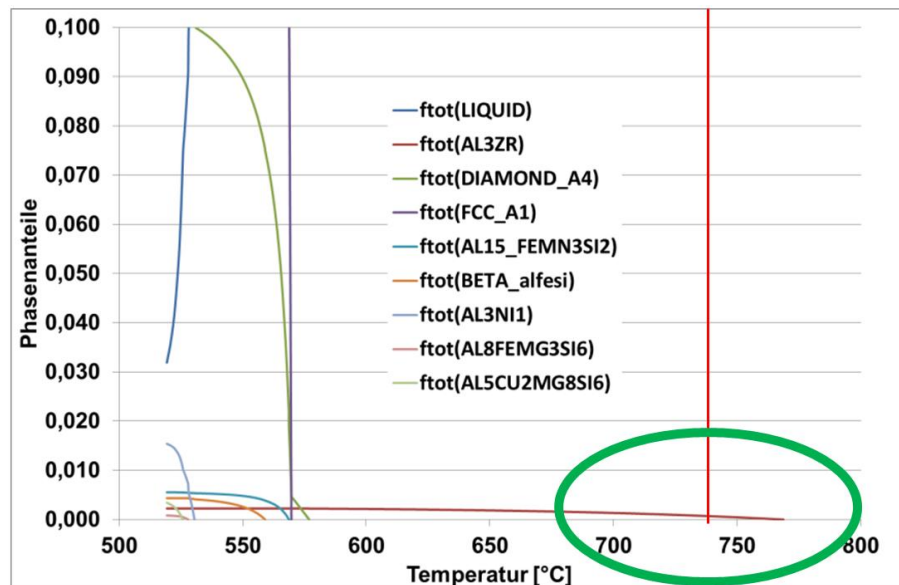


Abbildung 4.17: Phasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,2 Gew.-% Zr, Phasenbezeichnungen siehe Tabelle 4.18

Die Zugabe von Chrom führt zur Ausscheidung von Al₇Cr. Mit steigendem Cr-Gehalt nimmt die Ausscheidungstemperatur zu, Tabelle 4.19. Allerdings bleibt die Ausscheidungstemperatur zu jeder Zeit unterhalb der gewählten Gießtemperatur von 740°C, so dass es nach den Berechnungen nicht zur Ausbildung sehr grober Ausscheidungen kommen sollte. Ebenfalls wird durch Cr-Zugabe die Ausscheidungstemperatur des Siliziums erhöht. Nach diesen Berechnungen ist also mit einer Vergrößerung der Primär-Si-Kristalle durchh Cr-Zugabe zu rechnen.

Im Gegensatz zur Literatur, Kapitel 2.4.8, zeigen die Berechnungen keinen Einfluss eines sich verändernden Cr-Gehalts auf die Ausscheidungstemperatur der Phase α -

Tabelle 4.20: Einfluss des Mn-Gehalts auf die Ausscheidungstemperaturen ausgewählter Phasen in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4

Mn Gew. - %	T_{Aussch}		ΔT_{Aussch}	
	Si	$\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$	Si	$\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$
0,2	576,0°C	568,6°C	-	-
0,4	575,6°C	584,6°C	- 0,4 K	+ 15,9 K
0,6	575,8°C	603,6°C	- 0,2 K	+ 35,0 K
0,8	575,9°C	617,7°C	- 0,1 K	+ 49,0 K
1,0	576,1°C	629,1°C	0	+ 60,4 K

$\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$. Eine höhere Ausscheidungstemperatur würde eine Vergrößerung dieser Phasen zur Folge haben. Nach der Literatur fördert Chrom die Bildung der primären Ausscheidung $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ (Schlamm-Phase) am stärksten [27]. Dies widerspricht den Berechnungen und muss mit den Ergebnissen der Gefügeuntersuchungen abgeglichen werden.

Mn zeigt in den Berechnungen einen sehr starken Einfluss auf die Ausscheidungstemperatur der Schlamm-Phase. Wie in Tabelle 4.20 zu sehen ist, steigt mit zunehmendem Mangengehalt die Ausscheidungstemperatur der Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ stark an, vergl. Kapitel 2.4.5, d.h. mit zunehmendem Mn-Gehalt ist mit einer Zunahme der Größe der Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ zu rechnen. Die Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ scheidet sich schon bei 0,2 Gew. - % Mn als Teil eines ternären Eutektikums zwischen Si und $\alpha\text{-Al}$ -Mischkristall aus, siehe dazu Tabelle 4.7, S. 4.7. Bereits bei 0,4 Gew. - % Mn kommt es zur Ausscheidung der primären α -Phase (Schlamm-Phase), da die Ausscheidungstemperatur dieser Phase die Ausscheidungstemperaturen der anderen Phasen überschreitet, so dass ab 0,4 Gew. - % Mn mit einem starken Anstieg der Größe dieser Phase gerechnet werden muss. Diese Effekte müssen durch Gefügeuntersuchungen verifiziert werden. Außerdem muss untersucht werden, ob ein Anstieg der Größe der $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ -Phase einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 hat. Aus der Literatur ist bekannt, dass die $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ -Phase eine hohe Warmfestigkeit besitzt, Abbildung 2.9, S.34. Daher könnte ein steigender Anteil an $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ -Phase eine Erhöhung der Warmfestigkeit zur Folge haben.

Der Effekt der kombinierten Zugabe von Ti und Ca auf die Ausscheidungstemperaturen einzelner Phasen konnte nicht dargestellt werden, da die thermodynamischen Daten für Ca nicht Teil der verwendeten Datenbank waren. Die Auswirkung einer kombinierten Zugabe muss daher an den Gussproben studiert werden.

Tabelle 4.21: Einfluss des Ti-Gehalts auf die Ausscheidungstemperaturen ausgewählter Phasen in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2

Ti Gew. - %	T_{Aussch}		ΔT_{Aussch}	
	Al ₃ Ti	Si	Al ₃ Ti	Si
0,1	695,7°C	576,7°C	-	+ 0,6 K
0,2	747,3°C	577,2°C	+ 51,7 K	+ 1,2 K
0,3	780,3°C	577,7°C	+ 84,6 K	+ 1,8 K
0,4	805,0°C	578,4°C	+ 103,3 K	+ 2,4 K

Aus dem Zustandsdiagramm Al-Ti (Abbildung 2.12, S.40) ist ersichtlich, dass sich durch Zugabe von 0,1 Gew. - % Ti die intermetallische Phase Al₃Ti bildet, welche nach diversen Literaturquellen, Kapitel 2.4.7, ein guter Kristallisator für den α -Al-Mischkristall ist. Diese Aussage muss für die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 noch experimentell überprüft werden. Die Ausscheidungstemperatur der Phase Al₃Ti erhöht sich mit steigendem Titangehalt, Tabelle 4.21. Hier steigt die Ausscheidungstemperatur der Phase Al₃Ti von 695,7°C bei Zugabe von 0,1 Gew. - % Ti auf 805°C nach Zugabe von 0,4 Gew. - % Ti. Wie im Fall von Zr wird auch hier mit dem Auftreten von primären (Al,Si)₃Ti-Phasen bei Ti-Gehalten über 0,2 Gew. - % gerechnet, Abbildungen 4.18 und 4.19. Nach [53] treten diese Phasen als Nadeln im Gefüge auf und können so die mechanischen Eigenschaften verschlechtern. Dies muss durch Gefügeuntersuchungen und Prüfung der mechanischen Eigenschaften bestätigt werden.

Die Ausscheidungstemperatur des Primär-Siliziums wird von 576°C ohne Ti-Zugabe auf 578,4°C bei 0,4 Gew. - % Ti erhöht. Wie in [59] nachgewiesen wurde, ist in den Zentren der Primärsiliziumkristalle übereutektischer Al-Si-Legierungen Titan zu finden. Es ist fraglich, ob durch die Zugabe von Ti und einer damit verbundenen Erhöhung der Ausscheidungstemperatur des Primär-Siliziums um 2,4 K mit einem verstärkten Auftreten von Primär-Si gerechnet werden muss. Dies wird durch Untersuchungen der Gefügeproben überprüft.

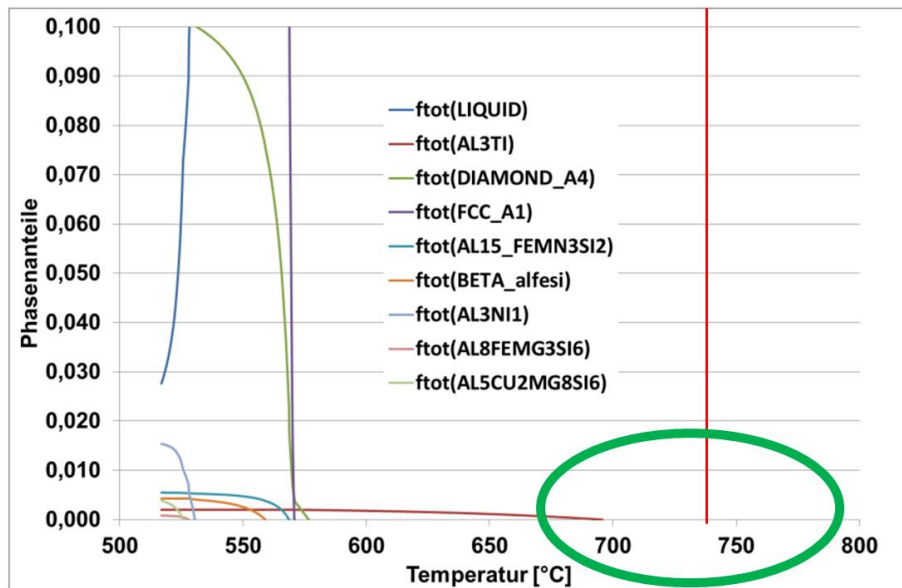


Abbildung 4.18: Phasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,1 Gew. - % Ti, Phasenbezeichnungen siehe Tabelle 4.18

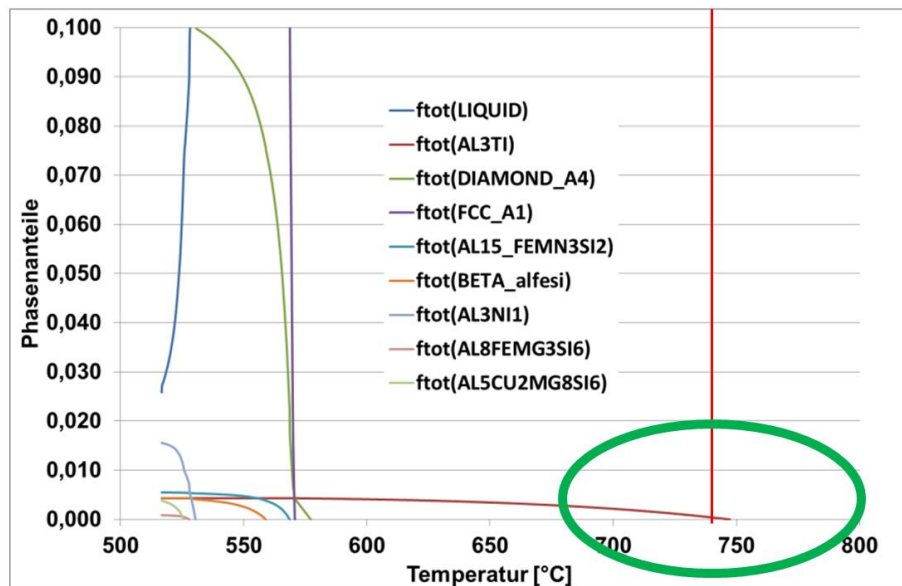


Abbildung 4.19: Phasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,2 Gew. - % Ti, Phasenbezeichnungen siehe Tabelle 4.18

4.3.2 Auswertung der Gießversuche

4.3.2.1 Einfluss von 0 bis 0,4 Gew.-% Zr

Zirkonium wurde der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 zur Feinung der Makrostruktur und Verbesserung der Warmfestigkeit durch Bildung von fein verteilten (Al,Si)₃Zr-Phasen zugegeben. Die chemische Zusammensetzung der Versuchsschmelzen mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Zr ist Tabelle 4.22 zu entnehmen.

Tabelle 4.22: Chemische Zusammensetzung der Proben mit 0 bis 0,4 Gew.-% Zr

Nr	Gew.-%							
	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Zr	Fe	Al
1	12,86	1,53	0,43	0,93	0,25	0	0,38	BAL
2	12,92	1,54	0,42	0,92	0,23	0,11	0,37	BAL
3	12,91	1,49	0,43	0,93	0,24	0,23	0,43	BAL
4	12,93	1,51	0,45	0,93	0,26	0,30	0,38	BAL
5	12,92	1,52	0,42	0,94	0,25	0,42	0,39	BAL

4.3.2.1.1 Gefüge und mechanische Eigenschaften

Die Abbildung 4.20 zeigt Gefügeaufnahmen der Legierung AlSi12CuNiMg mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Zr. Zum Vergleich dazu ist in Abbildung 4.21 ein Gefügebild der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 ohne Zr dargestellt. In der Legierung ohne Zr wurden vereinzelt Primär-Siliziumkristalle beobachtet. Diese hatten eine Größe von $38 \pm 5 \mu\text{m}$. Da sie aber nur selten auftraten, waren sie nicht repräsentativ für ein typisches Gefügebild. Es sei hier auf das Kapitel 4.2.2 verwiesen, welches ein Gefügebild mit eingebettetem Primär-Si zeigt. Darüber hinaus wird in diesem Kapitel ausführlich die Phasenanalyse der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 besprochen, so dass hier darauf Bezug genommen wird.

Im Gegensatz zum Gefüge der Basislegierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 sind nach Zugabe von Zr in jeder Gefügeaufnahme Primär-Si-Kristalle zu sehen, d.h. die Häufigkeit des Auftretens hat sich erhöht. Die Größe der Primär-Si-Kristalle hat sich nach Zugabe von Zr ebenfalls verändert. Sie verringert sich von $38 \pm 5 \mu\text{m}$ bei 0 Gew.-% Zr auf $30 \pm 5 \mu\text{m}$ bei 0,2 Gew.-% Zr und auf $28 \pm 5 \mu\text{m}$ bei 0,3 Gew.-% Zr und bleibt dann auf diesem Niveau. Aufgrund des vermehrten Auftretens der Primär-Si-Kristalle nach Zugabe von Zr und einer sinkenden Größe der Primär-Siliziumkristalle ist davon auszugehen, dass die Veränderung der Morphologie des

primären Siliziums auf die Anwesenheit von Zirkonium zurückzuführen ist. Bei der Diskussion möglicher Ursachen muss unterschieden werden zwischen einer Verschiebung des eutektischen Punktes des Systems Al-Si und einer Ankeimung von Si an Al-Zr-Si-haltigen Teilchen. Von einer Verschiebung des eutektischen Punktes im System Al-Si durch Zugabe von Zr ist nichts bekannt. Wie bereits im vorherigen Abschnitt dargestellt, ist kein Effekt auf den eutektischen Punkt durch Zugabe von Zr in den Pandat-Berechnungen zu sehen. Durch Literatur belegt ist allerdings die gute Kristallisationswirkung von „Al-Zr-Si-Teilchen“ für Primär-Si nach Zak et. al [59]. Primäres Silizium wird „sowohl von Al-P-Si-Teilchen als auch von Al-Zr-Si-haltigen Teilchen angekeimt.“ Durch eigene REM-Untersuchungen konnte dies nicht bestätigt werden. Allerdings gelang dies Zak et. al [59].

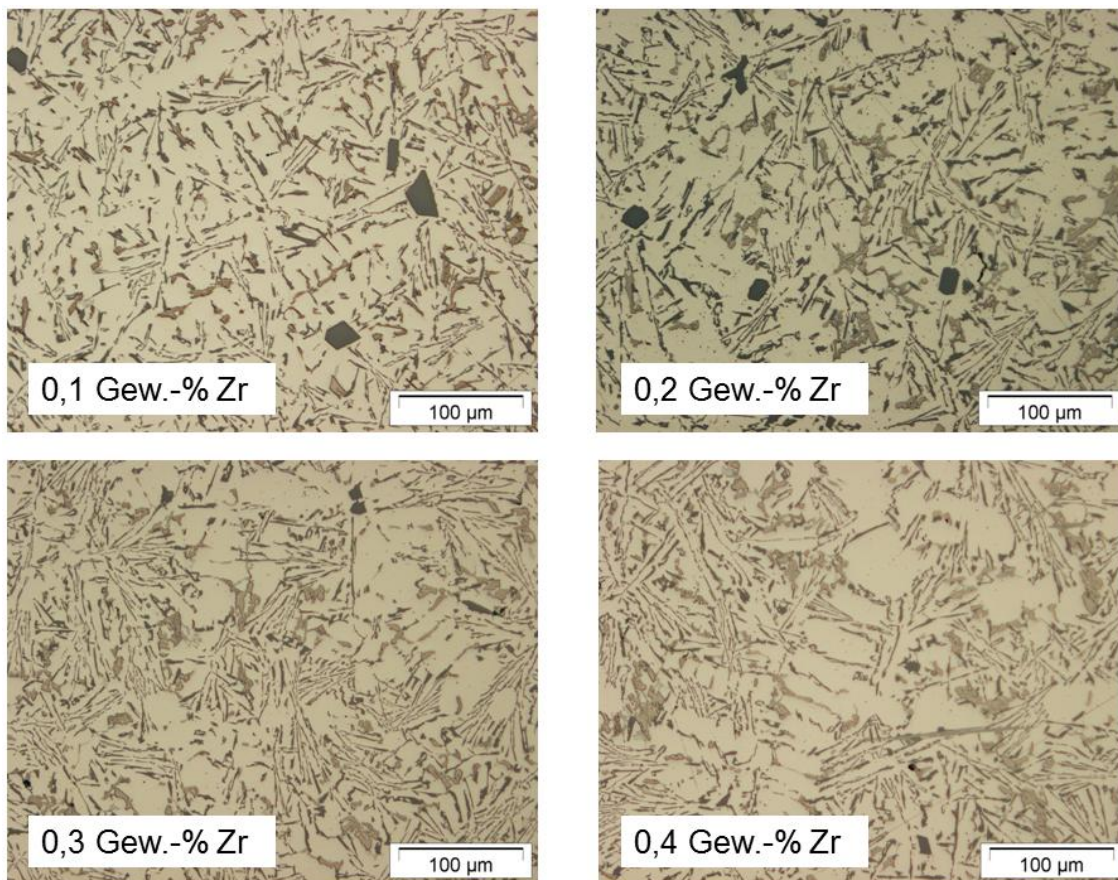


Abbildung 4.20: Gefüge der Proben mit 0,1 bis 0,4 Gew. - % Zr

Tabelle 4.23 zeigt die ermittelten Gefügeparameter der Versuchsschmelzen. Die Zugabe von Zirkonium hat keinen Einfluss auf die Ausbildung des sekundären Dendritenarmabstandes. Die Korngröße und Länge der β -Al₅FeSi-Phasen werden hingegen durch eine Zirkoniumzugabe beeinflusst. Mit steigendem Zirkongehalt sinkt

die Korngröße. Dies wird in der Literatur ausführlich für die kornfeinende Wirkung einer Zr-Zugabe auf den α -Al-Mischkristall beschrieben, z.B. [27]. Mit diesen Ergebnissen wurde diese Wirkung nun auch für die eutektischen Körner der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 nachgewiesen.

Die Zugabe von Zr verringert die Größe der β -Al₅FeSi-Phase. So konnte die mittlere maximale Länge der β -Phasen von 55 μm in der Legierung ohne Zr auf Werte zwischen 18 und 23 μm in den Zr-haltigen Legierungen verringert werden. Dabei hat der steigende Zr-Gehalt keinen Einfluss

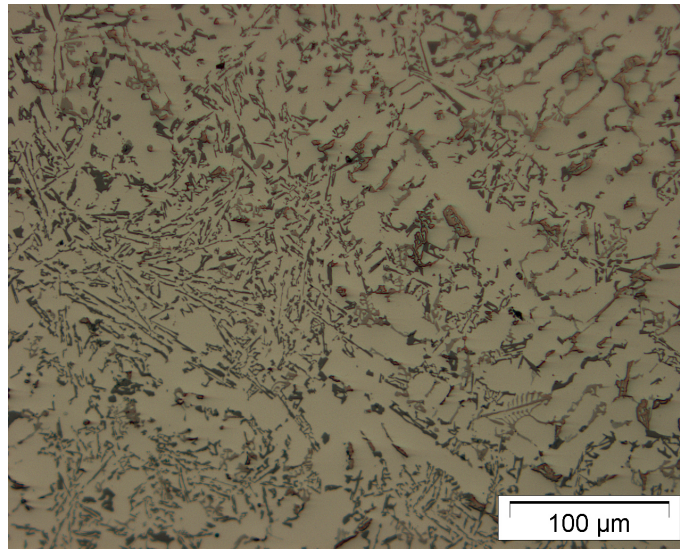


Abbildung 4.21: Gefüge der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 (Basiszusammensetzung)

auf die Größe der β -Nadeln. Entscheidend ist allein die Anwesenheit von Zr. Die Ursache für die Verringerung der Größe der β -Al₅FeSi-Nadeln konnte nicht ermittelt werden. Als guter Kristallisator für die Phase β -Al₅FeSi gilt γ -Al₂O₃ [61]. Der Übergang von γ -Al₂O₃ zu α -Al₂O₃, welches ein schlechter Keim für β -Al₅FeSi ist, erfolgt erst oberhalb von 850°C [61]. Eine Überhitzung der Schmelze über 850°C würde demnach in einer weitgehenden Unterdrückung des Auftretens von β -Al₅FeSi-Nadeln resultieren. Aufgrund der in Kapitel 3 dargestellten Schmelzführung ist dies aber auszuschließen. Möglicherweise hat aber Zr einen Einfluss auf die Umwandlungstemperatur. Dies muss durch weiterreichende theoretische Berechnungen und REM-Untersuchungen von Gussproben überprüft werden. Eine weitere Möglichkeit ist, dass die Zugabe von Zr die Beschaffenheit des α bzw. γ -Al₂O₃ ändert, so dass die Benetzbarkeit durch die Schmelze verschlechtert wird. Dies muss durch weitere Untersuchungen, insbesondere hochauflösende REM-Untersuchungen, über-

prüft werden. Eine Verschiebung der eutektischen Temperatur des Systems Al-Si findet nicht statt. Eine Verschiebung könnte den Zeitpunkt der Ausscheidung der β -Nadeln hin zu einer koeutektischen Ausscheidung verschieben und damit die Größe der Nadeln reduzieren. Aus der Literatur ist darüber aber nichts bekannt.

Da die Ergebnisse zeigen, dass die β -Al₅FeSi-Nadeln bei steigenden Zr-Gehalten nicht noch kleiner werden, muss das „überschüssige“ Zr an anderer Stelle gebunden werden. In der Matrix konnte auch bei 0,4 Gew.-% Zr kein gelöstes Zr nachgewiesen werden. Die in den Probestabkochen erzielte Abkühlrate von 3 K/s ist zu gering, damit dieses Element zwangsgelöst bleibt. Für die Herstellung eines an Zr übersättigten α -Al-Mischkristalls werden höhere Abkühlraten benötigt. Dies erfordert einen großen technologischen Aufwand, der aus heutiger Sicht in der Serienfertigung von Al-Zylinderköpfen nicht realisiert werden kann. Allerdings können ab 0,3 Gew.-% Zr primäre (Al,Si)₃Zr-Phasen nachgewiesen werden, Abbildung 4.22. Diese haben eine plattenförmige Gestalt. Ihre Länge nimmt mit steigendem Zr-Gehalt zu. Bei 0,4 Gew.-% Zr haben diese Phasen eine durchschnittliche Länge von 98 μ m. Zusammenfassend kann über die Auswirkungen der Zugabe von bis zu 0,4 Gew.-% Zr auf das Gefüge der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 Folgendes gesagt werden:

- Die Häufigkeit des Auftretens des Primär-Si erhöht sich.
- Die Größe des Primär-Si wird reduziert.
- Die Größe der eutektischen Körner nimmt ab.
- Es tritt keine Mischkristallverfestigung auf.
- Die mittlere maximale Länge der β -Al₅FeSi-Nadeln wird reduziert.
- Es existieren primäre (Al,Si)₃Zr-Phasen bei Zr-Gehalten über 0,2 Gew.-% , welche die mechanischen Eigenschaften verschlechtern.
- Die Festigkeit wird deutlich erhöht.
- Der optimale Gehalt liegt bei 0,2 Gew.-% Zr.

Tabelle 4.24 stellt die mechanischen Eigenschaften der Versuchslegierungen mit 0 bis 0,4 Gew.-% Zr bei 250°C nach Vorauslagerung bei 250°C für 100 h dar. Die höchste Dehngrenze und eine sehr gute Bruchdehnung besitzt die Legierung mit 0,2 Gew.-% Zr. Dies ist auf das gleichzeitige Auftreten mehrerer positiver Faktoren zurückzuführen. So tragen Kornfeinung, Feinung des Primär-Si und die Verringerung der

mittleren maximalen Länge der β -Nadeln zu diesem Ergebnis bei. 0,2 Gew.-% Zr stellen somit den optimalen Zr-Gehalt für die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 dar.

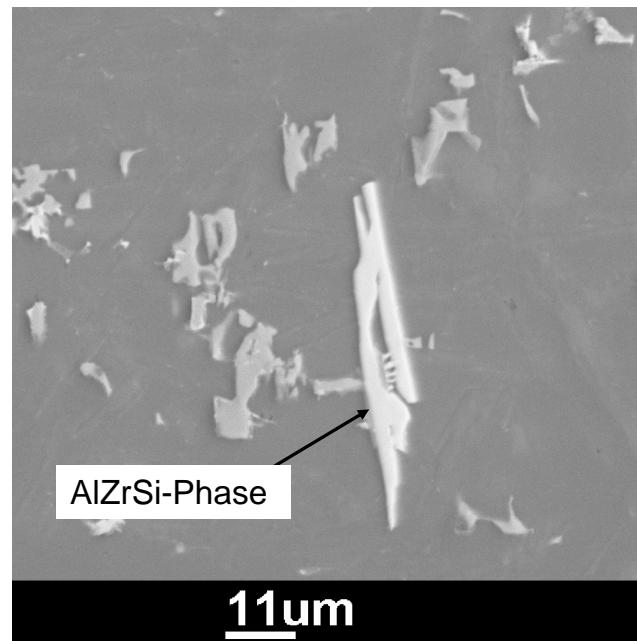


Abbildung 4.22: $(\text{Al,Si})_3\text{Zr}$ -Phase in der Probe mit 0,3 Gew.-% Zr

Tabelle 4.23: Gefügeparameter der Gefügeproben mit 0,0 bis 0,4 Gew.-% Zr

Zr Gew.-%	DAS μm	Korngröße μm	mittl. max. Länge β μm	durchschn. Länge $(\text{Al,Si})_3\text{Zr}$ μm
0	$14,9 \pm 3,1$	2654 ± 110	54 ± 4	-
0,1	$16,1 \pm 3,4$	1581 ± 89	22 ± 5	-
0,2	$15,4 \pm 3,3$	1214 ± 94	23 ± 5	-
0,3	$15,6 \pm 3,4$	688 ± 64	18 ± 5	65 ± 7
0,4	$14,6 \pm 3,9$	359 ± 37	21 ± 5	98 ± 16

Tabelle 4.24: Mechanische Eigenschaften der Legierungen mit 0 bis 0,4 Gew. - % Zr bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C

Zr Gew. - %	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %
0	83±2,1	120±2,9	4,6±0,3
0,1	93±3,2	137±3,1	7,2±0,2
0,2	99±2,3	141±3,3	5,0±0,5
0,3	91±2,1	122±3,5	6,1±0,4
0,4	87±2,6	123±2,7	8,3±0,6

4.3.2.1.2 Gießtechnologische Eigenschaften

Die gießtechnologischen Eigenschaften der Proben mit 0 bis 0,4 Gew. - % Zr zeigt Abbildung 4.23. Zr hat keinen Einfluss auf die Lunker- und Warmrissneigung. Allerdings wird die Fließlänge mit steigendem Zr-Gehalt immer weiter verbessert, was auf die kornfeinende Wirkung des Elements zurückzuführen ist.

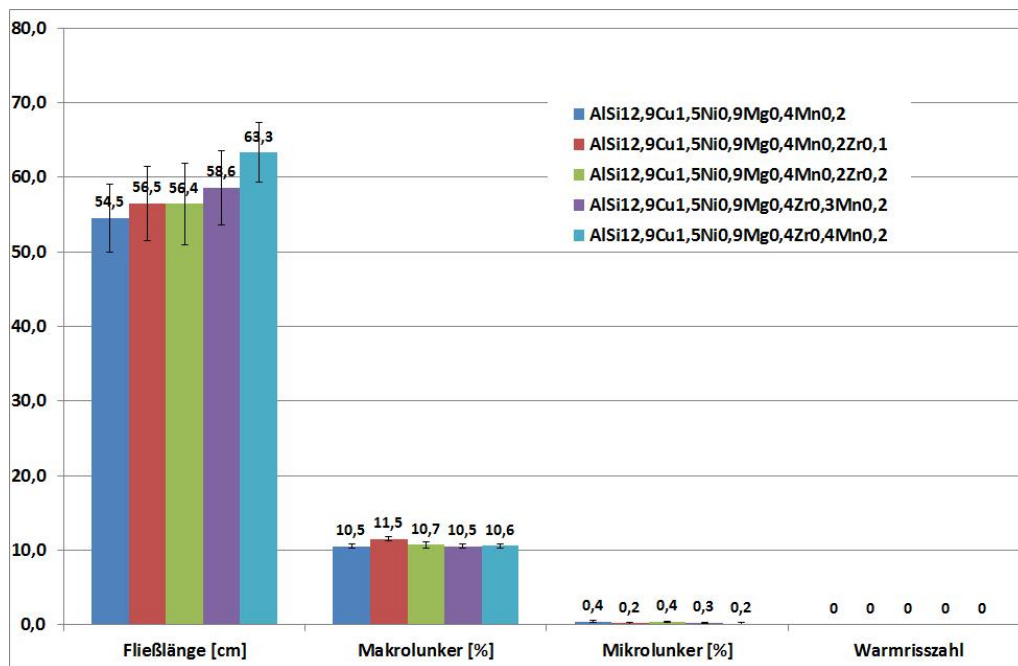


Abbildung 4.23: Gießtechnologische Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0 bis 0,4 Gew. - % Zr

4.3.2.2 Einfluss von 0 bis 0,4 Gew.-% Cr

Chrom wurde der Legierung AlSi12CuNiMg zur Erhöhung der Warmfestigkeit durch Mischkristallverfestigung und Einformung der Fe-haltigen intermetallischen β -Phase hinzugegeben. Darüber hinaus erhöht Cr den Anteil der warmfesten α -Phase durch seinen großen Einfluss auf den Seigerungs-(Schlamm-)Faktor, vergl. Kapitel 2.4.5. Um die Auswirkungen eines steigenden Cr-Gehaltes zu untersuchen, wurde es zwischen 0,1 und 0,4 Gew.-% variiert, Tabelle 4.25.

Die Neigung der Schmelze zur Gasaufnahme wurde durch Zugabe der AlCr20-Vorlegierung erhöht. Nach der Entgasung mit 0,8 Gew.-% Nitral C19 wurden nach wiederholten Messungen Dichteindizes zwischen 4 und 6 ermittelt. Die Entgasung musste mit 0,8 Gew.-% Nitral C19 (Tabletten zur Schmelzereinigung und Entgasung) wiederholt werden, um einen Dichteindex kleiner als 2 zu erreichen.

Tabelle 4.25: Chemische Zusammensetzung der Proben mit 0-0,4 Gew.-% Cr

Nr	Gew.-%							
	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Cr	Fe	Al
1	12,89	1,51	0,46	0,89	0,21	0	0,41	BAL
2	12,90	1,53	0,42	0,93	0,24	0,12	0,45	BAL
3	12,86	1,51	0,44	0,92	0,23	0,20	0,43	BAL
4	12,94	1,52	0,47	0,02	0,27	0,32	0,43	BAL
5	12,93	1,56	0,41	0,91	0,23	0,41	0,41	BAL

4.3.2.2.1 Gefüge und mechanische Eigenschaften

Abbildung 4.24 zeigt Gefügaufnahmen der Versuchsschmelzen mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Cr auf Basis der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2. Die an den Gefügaufnahmen ermittelten Gefügeparameter sind in Tabelle 4.26 zu sehen.

In jeder Aufnahme nach Zugabe von Cr ist primäres Si vorhanden. Die Größe der Primär-Si-Kristalle liegt zwischen 36 und 40 μm , wobei ihre Größe durch einen sich ändernden Cr-Gehalt nicht beeinflusst wird.

Schon in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 zeigte sich die α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂-Phase, Tabelle 4.13. Im Gefüge treten α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂-Phasen auf, deren Gestalt und Größe sich mit zunehmenden Cr-Gehalt von unregelmäßig mit einer durchschnittlichen Größe von 18 μm zu dendritisch mit einer durchschnittlichen Größe von 95 μm wandelt, vergl. Abbildungen 4.25

und 4.26. Es bleibt zu untersuchen, ob diese Phasen einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben. Der aus der Literatur bekannte Effekt eines steigenden Cr-Gehalts, die Bildung der Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ zu fördern, konnte durch die thermodynamischen Berechnungen nicht nachvollzogen werden, da sich ein erhöhter Cr-Gehalt nicht auf die berechnete Ausscheidungstemperatur der $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ -Phase ausgewirkt hat. Allerdings konnte dieser Effekt an den Gussproben nachvollzogen werden, in denen mit steigendem Cr-Gehalt größere $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ -Phasen erzeugt werden. Ab 0,3 Gew.-% Cr waren kaum noch $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen nachweisbar. Der Grund liegt in der beschriebenen Förderung der Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ und der damit verbundenen Bindung des Eisens in der Legierung.

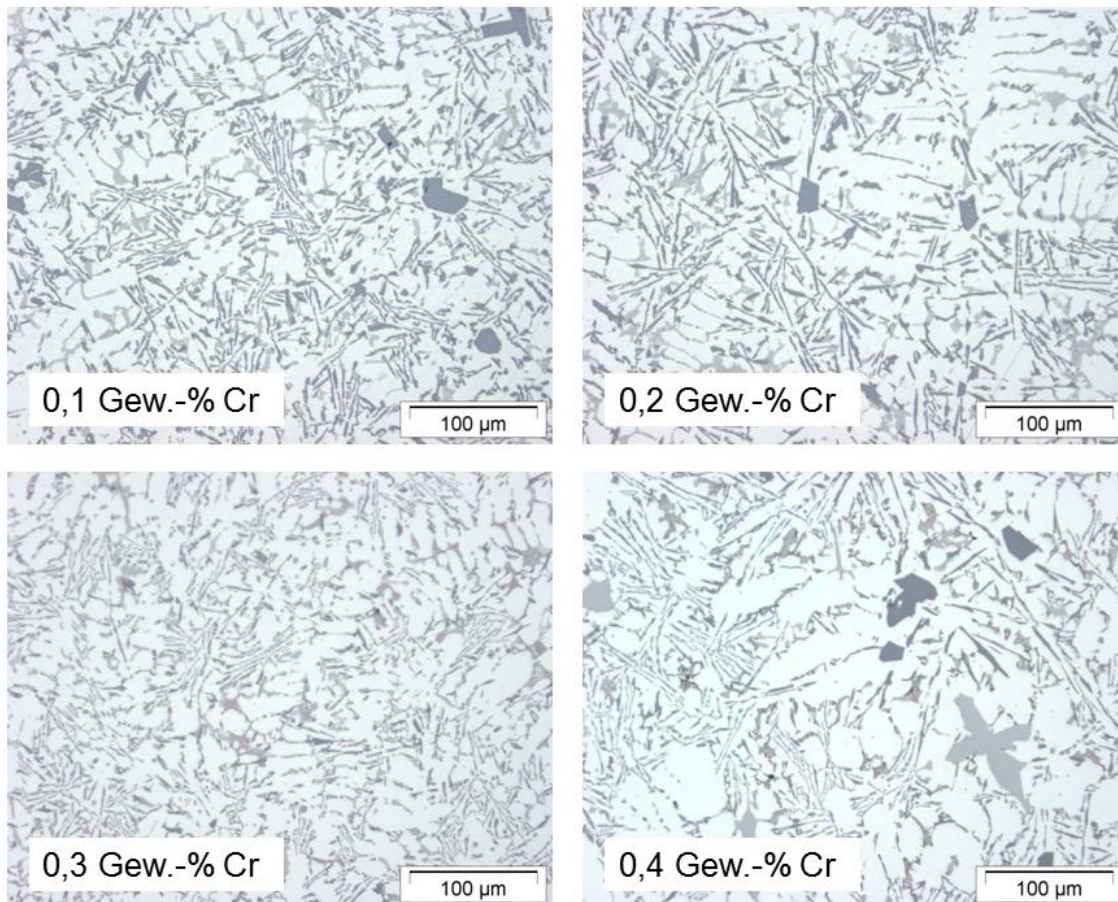


Abbildung 4.24: Gefüge der Proben mit 0,1-0,4 Gew.-% Cr

EDX-Messungen der Matrix haben gezeigt, dass selbst geringe Cr-Gehalte nicht in der Matrix gelöst werden konnten. In der komplexen Legierung AlSi12CuNiMg kam es nicht zur Bildung eines an Cr gesättigten Mischkristalls.

Die Zugabe von Cr hat außerdem einen Einfluss auf die Größe der eutektischen Körner. Mit steigendem Cr-Gehalt wird ihre Größe verringert, Tabelle 4.26. Die mechanischen Eigenschaften bei 250°C der Legierungen nach einer Vorauslagerung bei 250°C für 100 h sind in Tabelle 4.27 zu sehen. Die höchste Dehngrenze von 95 MPa bei 250°C nach einer Vorauslagerung bei 250°C wird bei 0,1 Gew.-% Cr erzielt. Die Bruchdehnung erhöht sich auf 9,1% bei 0,2 Gew.-% Cr. Die Erhöhung der Festigkeit und Bruchdehnung kann durch die Zurückdrängung der Phase β -Al₅FeSi erklärt werden. Ein zusätzlicher positiver Effekt wird der verringerten Korngröße zugeschrieben.

Es wird nun die Wirkungsweise von Cr in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 noch einmal zusammenfassend dargestellt:

- Cr feint die eutektischen Körner.
- Cr vergrößert die Phase α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂ stark.
- Eine Cr-Zugabe drängt die β -Al₅FeSi-Phase zurück.
- Cr bewirkt keine Mischkristallverfestigung.
- Durch Cr wird die Festigkeit erhöht.
- Der optimale Gehalt liegt bei 0,1 Gew.-% .

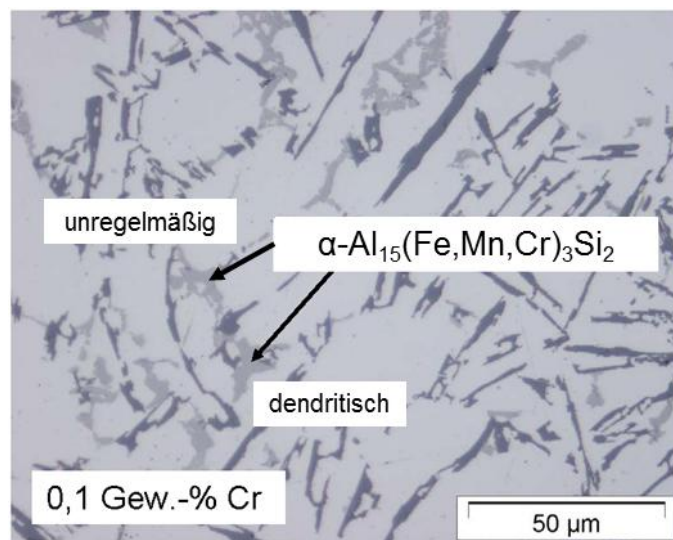


Abbildung 4.25: Phase α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂ in der Probe mit 0,1 Gew.-% Cr

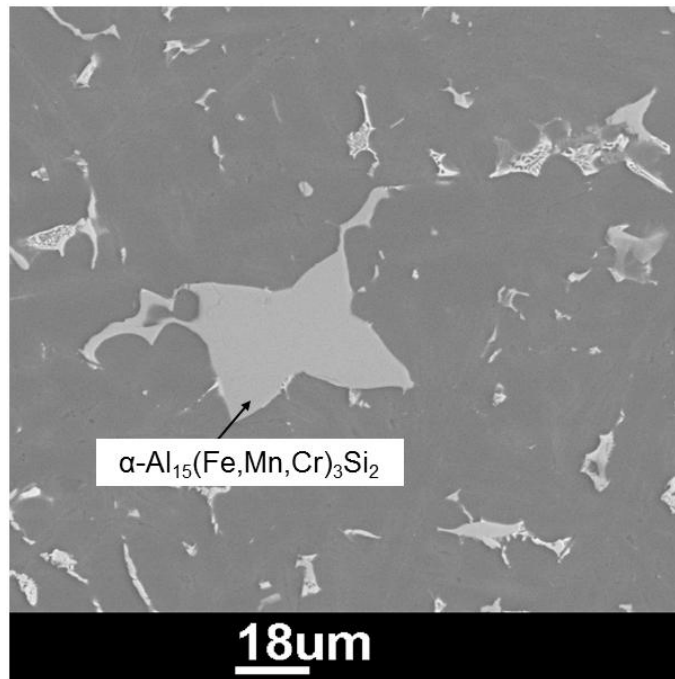


Abbildung 4.26: Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$ in der Probe mit 0,2 Gew. - % Cr

Tabelle 4.26: Gefügeparameter der Proben mit 0-0,4 Gew. - % Cr; α bezeichnet hier die Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$

Cr Gew. - %	DAS μm	Korngröße μm	Form α	durchschn. Größe α μm
0	14,9 \pm 3,1	2654 \pm 110	unregelmäßig	18 \pm 11
0,1	14,9 \pm 2,4	1873 \pm 85	unregelmäßig-dendr.	25 \pm 9
0,2	15,1 \pm 3,1	1325 \pm 89	überwiegend dendritisch	32 \pm 16
0,3	15,7 \pm 3,6	1523 \pm 96	überwiegend dendritisch	67 \pm 14
0,4	15,3 \pm 3,4	1498 \pm 66	überwiegend dendritisch	95 \pm 20

Tabelle 4.27: Mechanische Eigenschaften der Legierungen mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Cr bei 250°C nach einer Vorausslagerung für 100 h bei 250°C

Cr Gew.-%	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %
0	83±2,1	120±3,0	4,6±0,7
0,1	95±1,6	108±2,4	8,4±0,8
0,2	89±1,8	111±1,9	9,1±1,0
0,3	85±2,1	113±2,6	7,7±0,7
0,4	86±1,9	117±2,3	6,7±0,9

4.3.2.2.2 Gießtechnologische Eigenschaften

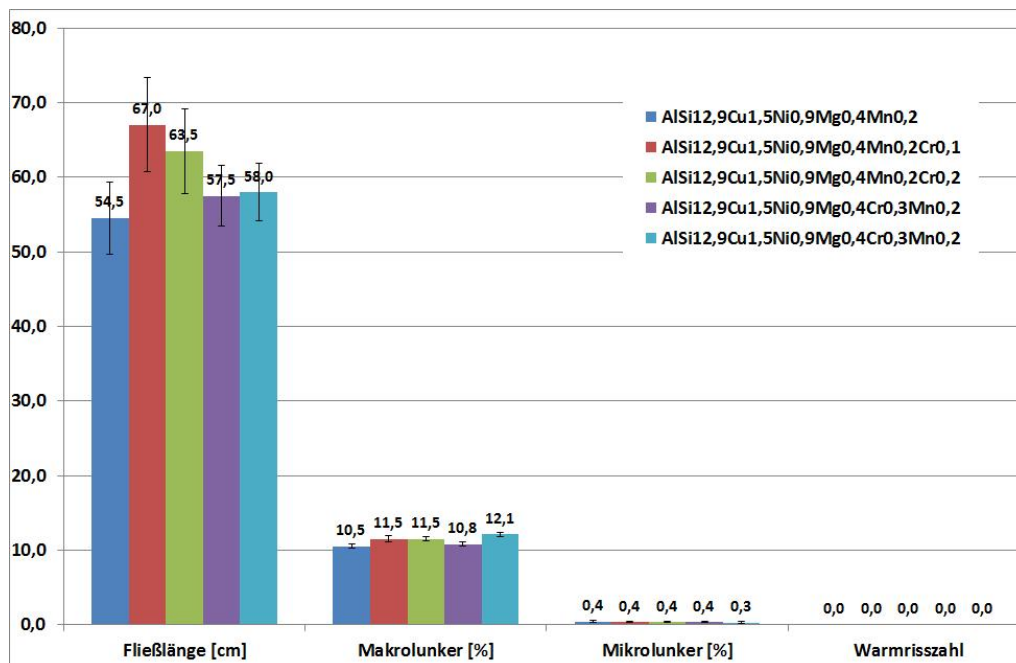


Abbildung 4.27: Gießtechnologische Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0-0,4 Gew.-% Cr

In Abbildung 4.27 sind die gießtechnologischen Eigenschaften der Proben mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Cr dargestellt. Dieses Element beeinflusst die gießtechnologischen Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 nicht. Obwohl während des Einschmelzens Probleme mit Porositäten auftraten, zeigten die später gegossenen Lunkerproben keine erhöhten Gehalte an Porositäten. Die Schmelze musste zweimal gereinigt werden bevor sie einen ausreichend geringen Gasgehalt

(Unterdruckdichteprobe) aufwies. Bei der Referenzprobe aus der DIN-Kokille traten unter dem Mikroskop keine Gasporositäten auf.

4.3.2.3 Einfluss von 0,2 bis 1,0 Gew.-% Mn

Mn wurde der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 zwischen 0,2 und 1 Gew.-% zugegeben, um die Warmfestigkeit durch Mischkristallhärtung und Einförmung der Fe-haltigen intermetallischen Phasen zu erhöhen. Tabelle 4.28 zeigt die chemischen Zusammensetzungen dieser Proben.

Tabelle 4.28: Chemische Zusammensetzung der Proben mit 0,2 bis 1,0 Gew.-% Mn

Nr	Gew.-%						
	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Fe	Al
1	12,90	1,49	0,42	0,91	0,19	0,42	BAL
2	12,86	1,53	0,43	0,92	0,38	0,37	BAL
3	12,91	1,52	0,42	0,92	0,61	0,39	BAL
4	12,93	1,51	0,41	0,91	0,81	0,42	BAL
5	12,91	1,50	0,42	0,93	1,01	0,39	BAL

4.3.2.3.1 Gefüge und mechanische Eigenschaften

Die Abbildung 4.28 zeigt das Gefüge der Proben mit 0,4 bis 1,0 Gew.-% Mn. Bis 0,6 Gew.-% Mn tritt die Phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ überwiegend in Blockform auf. Bei höheren Mn-Gehalten bildet sie eine grobe dendritische Struktur ähnlich zu den Cr-haltigen Proben. Diese groben Phasen erreichen bei 1,0 Gew.-% Mn eine Größe von 87 μm . Mn zeigt somit einen deutlich schwächeren Einfluss auf die Fe-haltigen intermetallischen Phasen als Cr. Dies widerspricht den Ergebnissen aus den Berechnungen, ist aber in Einklang mit den Literaturangaben. So geht Cr dreifach in den Seiger-Faktor ein [63], Mn lediglich doppelt, vergl. Kapitel 2.4.5. Mn hat keinen Einfluss auf die Größe der eutektischen Zellen und den sekundären Dendritenarmabstand in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4, Tabelle 4.29.

Im Rasterelektronenmikroskop wurde die chemische Zusammensetzung der Matrix bestimmt, Abbildung 4.29. Die chemische Zusammensetzung der Messpunkte ist Tabelle 4.30 zu entnehmen. Es konnte nachgewiesen werden, dass auch bei hohen Mn-Gehalten kein Mn in der Matrix gelöst wird. Somit steht kein Mn für eine Mischkristallhärtung zur Verfügung.

Ab 0,4 Gew. - % Mn treten keine β -Al₅FeSi-Nadeln im Gefüge mehr auf. Dies entspricht den Erwartungen [30], die ein Verhältnis Fe/Mn von 2-3 vorschlagen, um die Bildung von β -Al₅FeSi-Nadeln zu unterdrücken. Primär-Si tritt in jedem Gefügebild auf, allerdings konnte keine Korrelation zwischen Mn-Gehalt und Primär-Si-Größe festgestellt werden. Dies war angesichts der Ergebnisse der Scheil-Gulliver-Erstarrungsrechnungen auch nicht zu erwarten.

Tabelle 4.31 zeigt die Änderung der mechanischen Eigenschaften bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C in Abhängigkeit vom Mn-Gehalt. Außer auf die β -Al₅FeSi-Phase hat Mn kaum einen Einfluss auf das Gefüge der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4. Somit ist erklärbar, warum das Niveau der Warmfestigkeit der Ausgangszusammensetzung nicht verbessert wird. Zusammenfassend werden nun die Auswirkungen einer Mn-Zugabe dargestellt:

- Mn bewirkt keine Kornfeinung.
- Mn bewirkt keine Mischkristallverfestigung.
- Mn vergrößert die α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂-Phase
- Mn drängt die β -Al₅FeSi-Phase zurück.
- Mn hat keinen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Versuchsschmelzen.
- Der optimale Gehalt liegt bei 0,2 Gew. - % Mn.

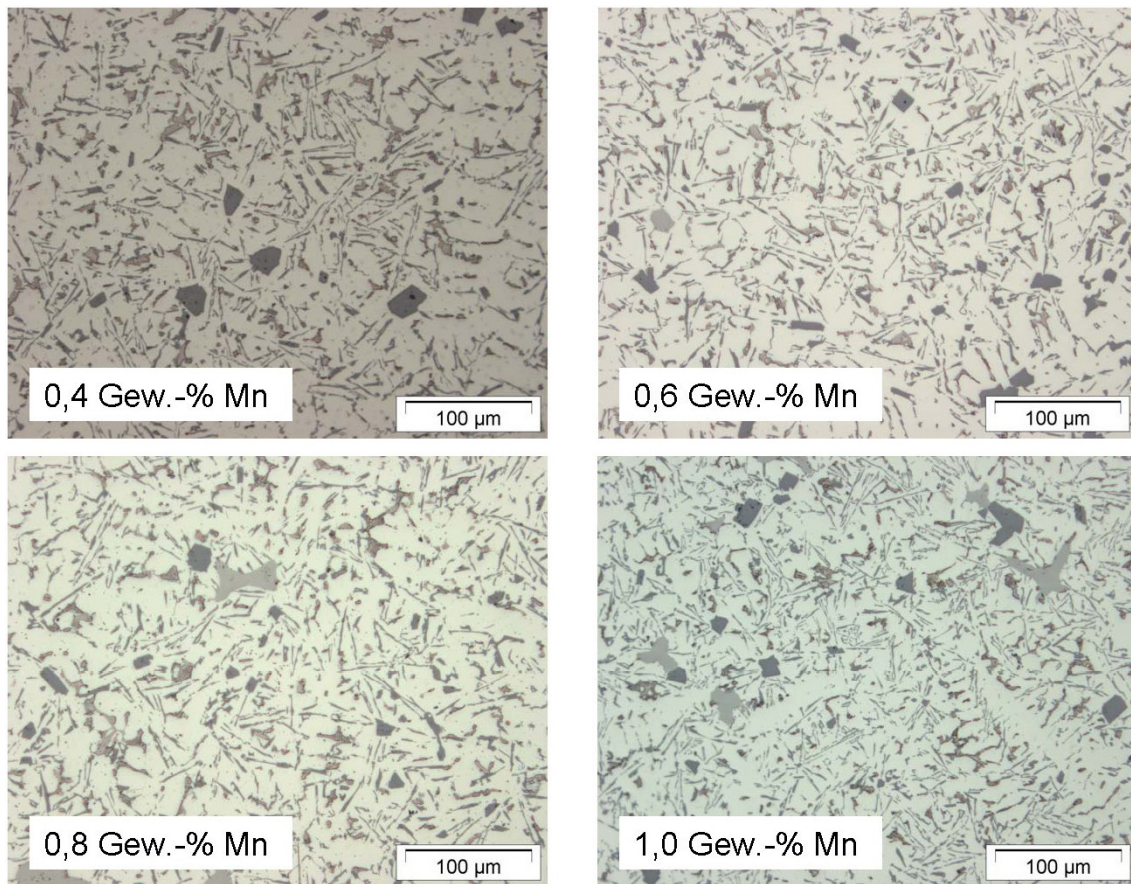


Abbildung 4.28: Gefüge der Proben mit 0,4-1,0 Gew. - % Mn

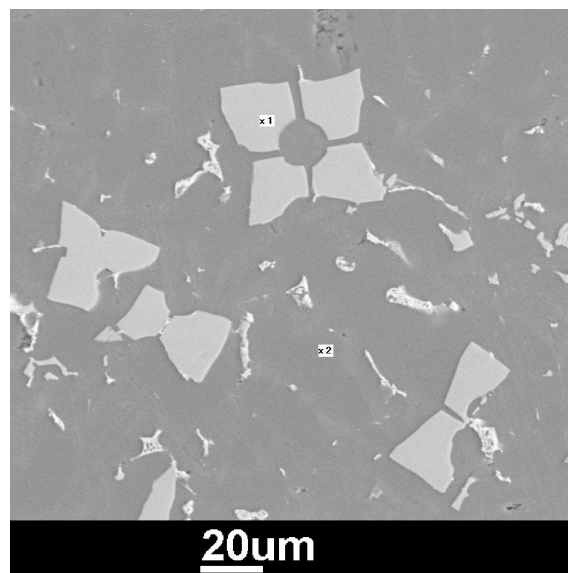


Abbildung 4.29: α -Phase umgeben von Matrix mit 2 Messpunkten für die EDX-Analyse

Tabelle 4.29: Gefügeparameter der Proben mit 0,2 bis 1,0 Gew. - % Mn

Mn Gew. - %	DAS μm	Korngröße μm	Form α μm	durchschnittliche Größe α μm
0,2	15,2 \pm 1,9	2521 \pm 110	Block	-
0,4	15,7 \pm 2,4	2433 \pm 106	Block	-
0,6	17,3 \pm 1,7	2403 \pm 94	dendritisch	30 \pm 7
0,8	16,9 \pm 1,9	2531 \pm 121	dendritisch	72 \pm 12
1,0	17,1 \pm 2,1	2590 \pm 101	dendritisch	87 \pm 16

Tabelle 4.30: Chemische Zusammensetzung der Punkte x1 und x2 aus Abbildung 4.29

	x1 Gew. - %	x2 Gew. - %
Cu	0,2	0,25
Ni	12,0	0,06
Si	12,7	0,38
Al	64,5	99,39
Mg	0	0
Mn	10,1	0
Fe	10,5	0

Tabelle 4.31: Mechanische Eigenschaften der Legierungen mit 0,2 bis 1,0 Gew. - % Mn bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C

Mn Gew. - %	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %
0,2	89 \pm 2,0	129 \pm 2,3	6,4 \pm 0,7
0,4	85 \pm 1,9	131 \pm 3,1	8,0 \pm 0,5
0,6	87 \pm 2,3	131 \pm 2,7	6,2 \pm 0,9
0,8	90 \pm 3,0	130 \pm 4,0	7,8 \pm 0,9
1,0	88 \pm 1,5	127 \pm 2,7	6,3 \pm 1,2

4.3.2.3.2 Gießtechnologische Eigenschaften

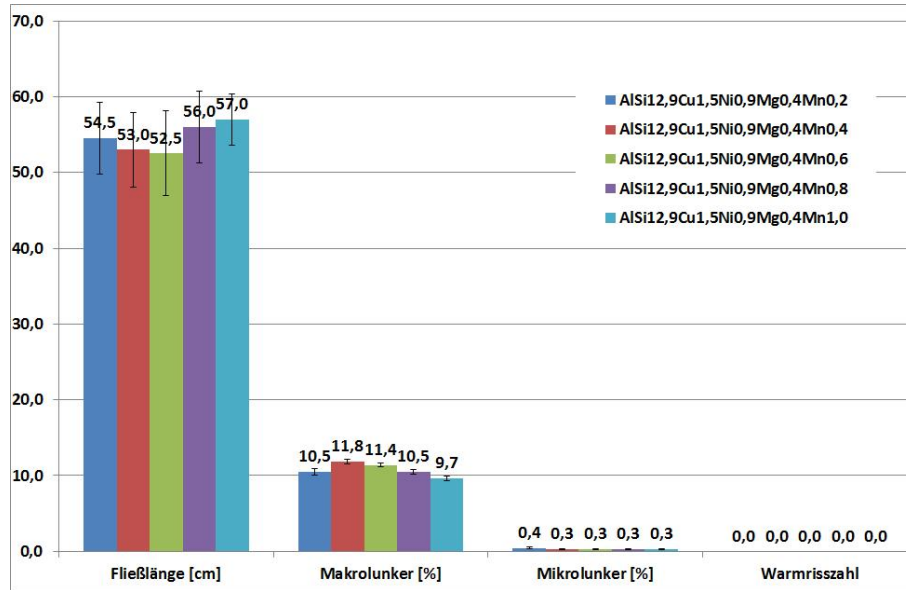


Abbildung 4.30: Gießtechnologische Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 mit 0,2-1,0 Gew.-% Mn

Abbildung 4.30 zeigt den Einfluss eines steigenden Mn-Gehalts auf die gießtechnologischen Eigenschaften der Versuchslegierung. Es gibt keine signifikante Änderung der Fließlänge mit steigendem Mn-Gehalt. Allerdings zeigt ein steigender Mn-Gehalt einen signifikanten Einfluss auf die Neigung der Legierung zur Ausbildung Makrolunkern. Der Anteil von Makrolunkern erhöht sich von 10,5% bei 0,2 Gew.-% Mn auf 11,8% bei 0,4 Gew.-% Mn. Nach Überschreiten dieses Maximums fällt der Makrolunkeranteil wieder ab. Als Ursache dafür wird der Einfluss des sich ändernden Mn-Gehalts auf die Fe-haltigen intermetallischen Phasen $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ und $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ gesehen. Die Zugabe von 0,2 Gew.-% Mn zur Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 bewirkt, dass sich die Fe-haltigen intermetallischen Phasen teilweise als $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ -Phasen und teilweise als $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen ausscheiden. Von der Phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ ist bekannt, dass sie als effektive Keime für Schwindungsprositäten dienen [61]. Die Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ wird nicht mit dem vermehrten Auftreten von Mikroporositäten in Verbindung gebraucht. So verschiebt eine Erhöhung des Mn-Gehalts von 0,2 auf 0,4 Gew.-% Mn den Anteil an Mikrolunker (Anteil der Mikrolunkerneigung von 0,4 auf 0,3%) und erhöht den Anteil an Makrolunkern. Es bleibt zu untersuchen, warum mit weiter steigendem Mn-Gehalt die Makrolunkerneigung sinkt bei gleichbleibender Mikrolunkerneigung.

Dies sollte durch intensive Gefügeuntersuchungen weiter beleuchtet werden. Die Warmrissneigung wird durch Mn-Zugabe nicht verschlechtert.

4.3.2.4 Einfluss von 0 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60 bis 120 ppm Ca

Titan und Ca wurden der Legierung AlSi12CuNiMg zur Feinung des Makrogefüges und Veredelung des Al-Si-Eutektikums zugegeben. Die Ti-Zugaben wurden zwischen 0,1 und 0,4 Gew.-% Ti und Ca zwischen 60 und 120 ppm variiert. Die zugehörigen chemischen Zusammensetzungen sind in Tabelle 4.32 nachzulesen.

Tabelle 4.32: Chemische Zusammensetzung der Proben mit 0,1-0,4 Gew.-% Ti und 60-120 ppm Ca

Nr	Gew.-%								
	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Ca	Al
1	12,87	1,52	0,42	0,93	0,24	0,09	0,38	0,0061	Rest
2	12,89	1,52	0,40	0,92	0,25	0,21	0,39	0,0079	Rest
3	12,93	1,51	0,43	0,94	0,21	0,29	0,41	0,0097	Rest
4	12,92	1,53	0,41	0,93	0,26	0,38	0,43	0,012	Rest

4.3.2.4.1 Gefüge und mechanische Eigenschaften

Die Abbildung 4.31 zeigt die Gefüge der Proben mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60 bis 120 ppm Ca. In keinem der Gefüge ist primäres Silizium nachweisbar. Ca ist für seine veredelnde Wirkung bekannt [37]. Die Lage des Eutektikums des Systems Al-Si wird zu höheren Si-Gehalten verschoben. Offensichtlich wird bereits bei Zugabe von 60 ppm Ca und den vorherrschenden Abkühlbedingungen in der Kokille die Lage des eutektischen Punktes auf über 12,9 Gew.-% Si verschoben, sodass keine Primär-Si-Kristalle mehr auftreten.

Tabelle 4.33 zeigt die Gefügeparameter der Versuchslegierungen. Es konnte eine deutliche Verringerung der Korngröße auf 301 μm erzielt werden. Dies wird auf die sehr gute kornfeinende Wirkung Titans zurückgeführt. Bisher wurde diese kornfeinende Wirkung Titans in der Literatur nur für den Al-Mischkristall beschrieben, vergl. Kapitel 2.4.7. In diesen Untersuchungen konnte diese Wirkung auch für die eutektischen Körner nachgewiesen werden. Durch die parallele Zugabe von Ca wird die Ausscheidung von Primär-Si unterdrückt.

In Tabelle 4.33 sind außerdem die mittleren maximalen Längen der $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen wiedergegeben. Ein Grund für die kombinierte Zugabe von Ti und Ca war

die in [64] beschriebene Reduzierung der mittleren maximalen Länge der β -Al₅FeSi-Nadeln. Die Untersuchungsergebnisse lassen erkennen, dass diese kombinierte Zugabe keinen Effekt auf die mittlere maximale Länge der β -Al₅FeSi-Phasen hat, da die Messwerte zwischen 36 und 54 μm schwanken. Nach [64] wurde ein deutlich stärkerer Einfluss der kombinierten Zugabe der Legierungselemente Ti und Ca auf die mittlere maximale Länge der β -Al₅FeSi-Nadeln erwartet.

Bei Zugabe von 0,3 Gew.-% Ti und 100 ppm Ca treten (Al,Si)₃Ti-Phasen im Gefüge auf. Diese haben eine durchschnittliche Länge von 95 μm und sind deutlich schmaler als die Phasen (Al,Si)₃Zr in Legierungen mit Zr-Gehalten größer oder gleich 0,3 Gew.-% Zr vorhanden waren. Diese Phasen wurden im Zuge der Erstarrungsrechnung mit Pandat vorhergesagt. Es wird erwartet, dass sie aufgrund ihres Aussehens einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben.

Tabelle 4.34 zeigt die mechanischen Eigenschaften der Versuchsschmelzen mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60 bis 120 ppm Ca. Das Maximum der Dehngrenze wird bei 0,2 Gew.-% Ti und 80 ppm Ca erzielt. Gegenüber 83 MPa bei 0,1 Gew.-% Ti und 60 ppm Ca hat sich die Dehngrenze bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C auf 91 MPa um 8,8% gesteigert. Die Änderung der mechanischen Eigenschaften ist zwar signifikant, allerdings ist die erzielte Dehngrenze deutlich kleiner als die durch Zugabe von 0,2 Gew.-% Zr erreichte Dehngrenze von 99 MPa bei 250°C. Bei Zugabe von 0,3 und 0,4 Gew.-% Ti und 100 bzw. 120 ppm Ca fällt die Festigkeit wieder ab. Hierfür wird als Grund das Auftreten der primären (Al,Si)₃Ti-Nadeln gesehen, da diese ab einem Gehalt von 0,3 Gew.-% Ti auftreten.

Zusammenfassend wurden folgende Beobachtungen bei einer kombinierten Zugabe von Ti und Ca gemacht:

- Die Korngröße wird gesenkt.
- Die Bildung von Primär-Si wird unterdrückt.
- Das Al-Si-Eutektikum wird veredelt.
- Die Bildung der β -Al₅FeSi wird nicht unterdrückt.
- Die mittlere maximale Länge der β -Al₅FeSi-Nadeln wird nicht signifikant beeinflusst.
- Die Festigkeit der Legierung wird leicht erhöht.
- Der optimale Gehalt liegt bei 0,2 Gew.-% Ti und 80 ppm Ca.

Tabelle 4.33: Gefügeparameter der Proben mit 0,1 bis 0,4 Gew. - % Ti und 60 - 120 ppm Ca

Ti + Ca Gew. - %	DAS μm	Korngröße μm	mittl.max.Länge β μm	durchschn.Länge $(\text{Al,Si})_3\text{Ti}$ μm
0,1 + 0,0006	14,2 \pm 3,5	1830 \pm 90	36 \pm 4	-
0,2 + 0,0008	15,7 \pm 2,1	834 \pm 87	49 \pm 5	-
0,3 + 0,001	14,6 \pm 3,6	301 \pm 45	48 \pm 3	95 \pm 16
0,4 + 0,0012	13,1 \pm 2,3	495 \pm 61	41 \pm 7	203 \pm 35

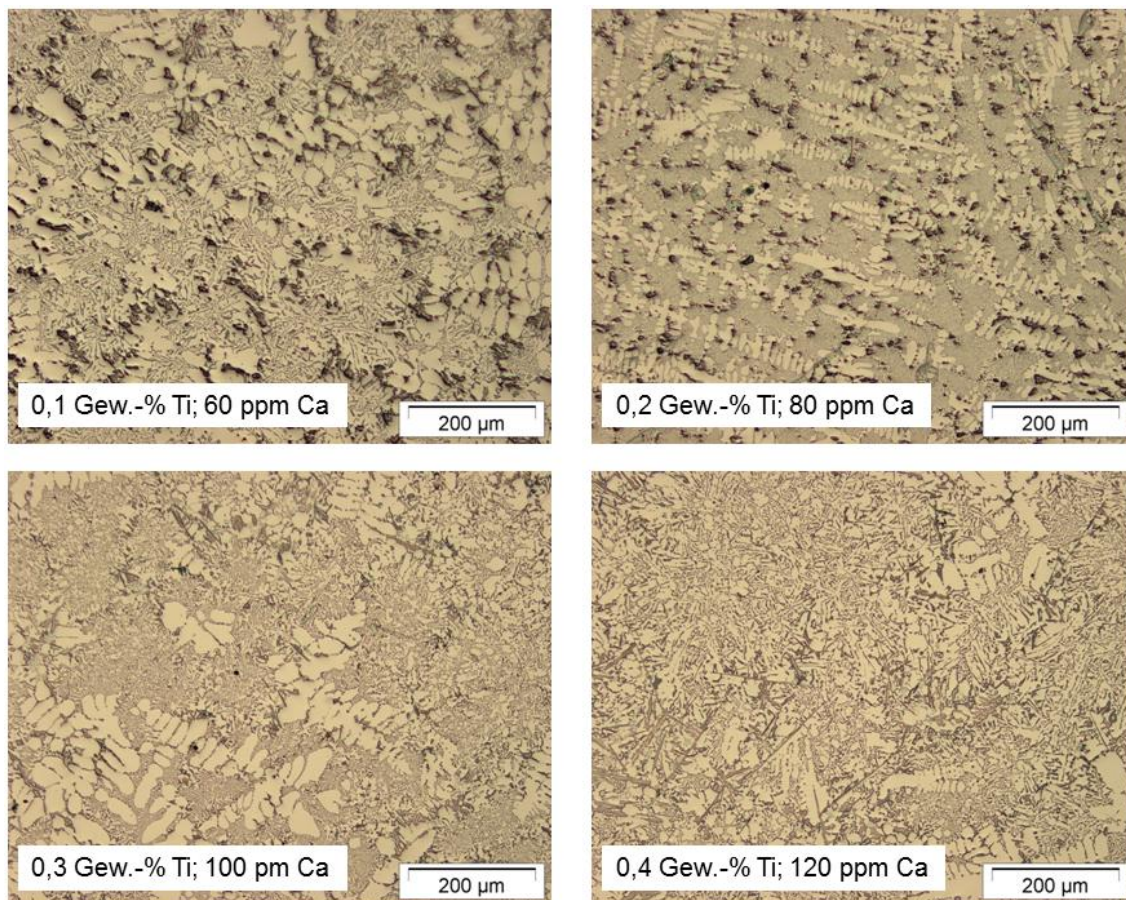


Abbildung 4.31: Gefüge der Proben mit 0,1 bis 0,4 Gew. - % Ti

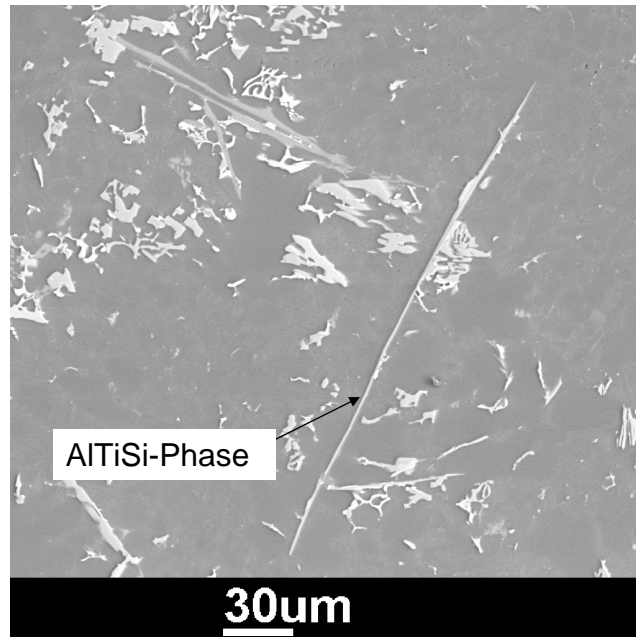


Abbildung 4.32: AlTiSi-Phase in der Legierung AlSi12CuNiMg mit 0,4 Gew. - % Ti und 120 ppm Ca

4.3.2.4.2 Gießtechnologische Eigenschaften

Die gießtechnologischen Eigenschaften der Ti- und Ca-haltigen Legierungen sind in Abbildung 4.33 zu sehen. Die beste Fließlänge der Legierung wird mit 0,3 Gew. - % Ti und 100 ppm Ca erreicht. Die Verbesserung des Fließvermögens ist auf den Feinungseffekt des Titans zurückzuführen. Zusätzlich dürfte dabei auch die veredelnde Wirkung von Ca wirken, denn nach [23] trägt eine Veredelung dazu bei, die Erstarrungsmorphologie der Schmelze in Richtung endogen-schalenbildend zu verändern. Die Abnahme des Fließvermögens bei weiterer Zunahme des Titangehaltes ist wahrscheinlich auf die groben AlTiSi-Phasen zurückzuführen, die beim Fließen in der Form den Fluss behindern. Eine Länge von durchschnittlich $95\ \mu\text{m}$ ist aber offensichtlich noch nicht kritisch. Die Neigung zu Makro- und Mikrolunkern wird durch Ti-Zugabe leicht verschlechtert, da sowohl der Anteil an Mikrolunkern als auch der Anteil an Makrolunkern zunimmt.

Eine Erhöhung des Makrolunkeranteils spricht für eine Verschiebung der Erstarrungsmorphologie in Richtung exogen-glattwandige Erstarrung. Damit verbunden ist in der Regel eine Verringerung des Mikrolunkeranteils. Die Ergebnisse zeigen jedoch eine Erhöhung des Mikrolunkeranteils von 0,4 auf 1,1%. In diesen Überlegungen wurde der Effekt von Ca bisher nicht berücksichtigt. Nach Loper und

Cho [58] wird die Wasserstofflöslichkeit einer Al-Schmelze durch Ca-Zugabe erhöht. Dadurch wird die Neigung der Schmelze zur Ausbildung von Mikroporositäten erhöht, wie es auch an den hier untersuchten Proben der Fall war. Allerdings wurden unter dem Auflichtmikroskop keine Porositäten gefunden. Der Schmelzeindex lag unter 2. Da dies sehr widersprüchlich ist, muss dieser Sachverhalt weiter untersucht werden. Möglich ist hierfür ein Versuchsprogramm, welches die gleiche chemische Zusammensetzung der Versuchsschmelzen und eine zwischengeschaltete Vakuumbehandlung der Schmelze vorsieht.

Tabelle 4.34: Mechanische Eigenschaften der Legierungen mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60 bis 120 ppm Ca bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C

Ti Gew.-%	Ca ppm	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ %
0,1	60	83±2,9	133±2,1	4,4±0,4
0,2	80	91±2,3	131±3,0	6,1±0,6
0,3	100	89±1,8	129±2,9	6,6±0,4
0,4	120	85±1,9	131±3,4	5,0±0,5

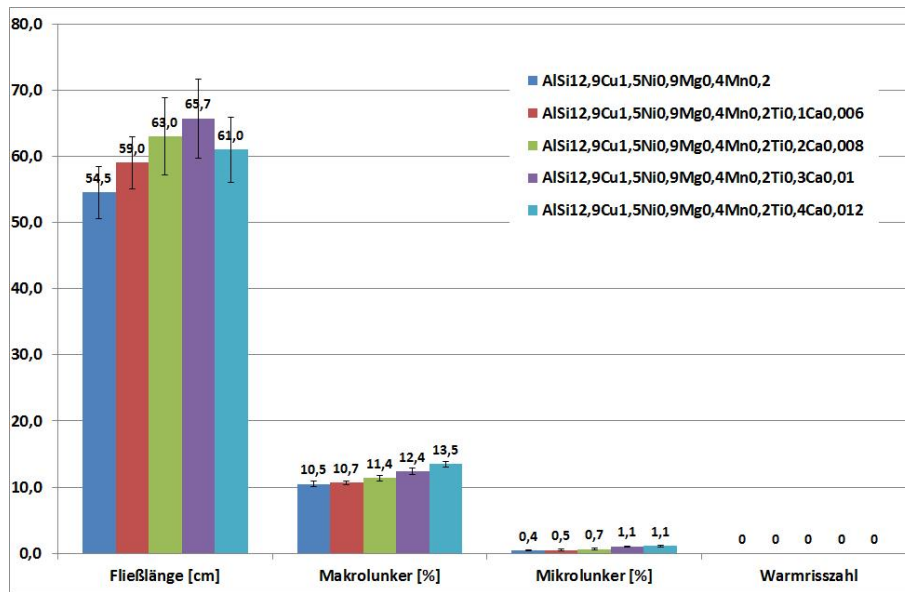


Abbildung 4.33: Gießtechnologische Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60-120 ppm Ca

4.3.2.5 Vergleich mit Referenzlegierungen

Die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 hat während der Vorversuche gute mechanische Eigenschaften nach einer Vorauslagerung bei 250°C für 100 h gezeigt. Es wurden der Legierung die Übergangselemente Zr, Cr, Mn sowie Ti und Ca zugegeben und der Einfluss dieser Elemente auf das Gefüge und die gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften untersucht, um so eine Legierung mit guten mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften zu entwickeln.

Die Elemente Titan, Zirkonium und Chrom haben einen feinenden Effekt auf die eutektischen Körner der Legierung AlSi12CuNiMg. So konnte die Korngröße der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4, Abbildung 4.34, durch Zugabe von 0,3 Gew.-% Titan von ca. 2600 μm auf ca. 300 μm verringert werden. Einen ähnlichen Effekt hat Zirkonium. Hier wird das Minimum bei 0,4 Gew.-% Zr erreicht mit 359 μm . Verglichen mit den Elementen Ti und Zr hat Cr einen deutlich schwächeren Kornfeinungseffekt. So wird das Minimum der Korngröße bei 0,2 Gew.-% Cr mit einer Korngröße von 1325 μm erreicht. Mn hat keinen kornfeinenden Effekt und wurde daher nicht in Abbildung 4.34 aufgenommen.

Der Dendritenarmabstand wird durch die Legierungselemente Zr, Cr, Mn, Ti und Ca kaum beeinflusst. Sowohl Titan als auch Zirkonium bilden ab Gehalten von 0,3 Gew.-% grobe $(\text{Al,Si})_3\text{Ti}$ - bzw. $(\text{Al,Si})_3\text{Zr}$ -Phasen. Beide Phasen verschlechtern die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften der Legierungen, wobei die Phase $(\text{Al,Si})_3\text{Ti}$ einen schädlicheren Einfluss auf die Eigenschaften der Versuchslegierungen hat.

Durch die Zugabe von Zr wurde eine Verringerung der Länge der β -Al₅FeSi-Phasen erzielt von 54 auf durchschnittlich 22 μm bei 0,1 bis 0,4 Gew.-% Zr, wobei einzig die Anwesenheit von Zr eine Rolle spielt. Eine Erhöhung des Zr-Gehalts brachte keine Verringerung der mittleren maximalen Länge der β -Nadeln mit sich. Als mögliche Ursache wurde über die Rolle des γ - und α -Al₂O₃ diskutiert. Vergleicht man das Gefüge und die erzielten mechanischen Eigenschaften der Legierungen mit Zr sowie Ti und Ca miteinander, so kommt man zu dem Schluss, dass die Aussage in [62] diskussionswürdig ist, dass β -Al₅FeSi-Phasen kleiner 50 μm keinen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften einer Al-Si-Cu-Legierung haben. Die mit Zr legierten Versuchsschmelzen erzielten höhere Korngrößen und nur die Zr-legierten Schmelzen zeigten Primär-Si-Kristalle. Erst ab 0,3 Gew.-% Ti bzw. Zr wurden die Phasen $(\text{Al,Si})_3\text{Zr}$ bzw. $(\text{Al,Si})_3\text{Ti}$ gefunden. Aufgrund der geringeren Korngröße, der Unterdrückung der Ausbildung von Primär-Si-Kristallen und der Größe der β -Al₅FeSi-Nadeln kleiner 50 μm wurde eine höhere Festigkeit zwischen 0,1 und

0,2 Gew.-% Ti und 60-80 ppm Ca bei der Ti- und Ca-haltigen Legierung erwartet. Die deutlich besseren Eigenschaften zeigten jedoch die Legierungen mit Zr. Das kann nur bedeuten, dass auch β -Al₅FeSi-Phasen, die kleiner als 50 μ m sind, einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften bei 250°C von Al-Si-Cu-Legierungen haben müssen.

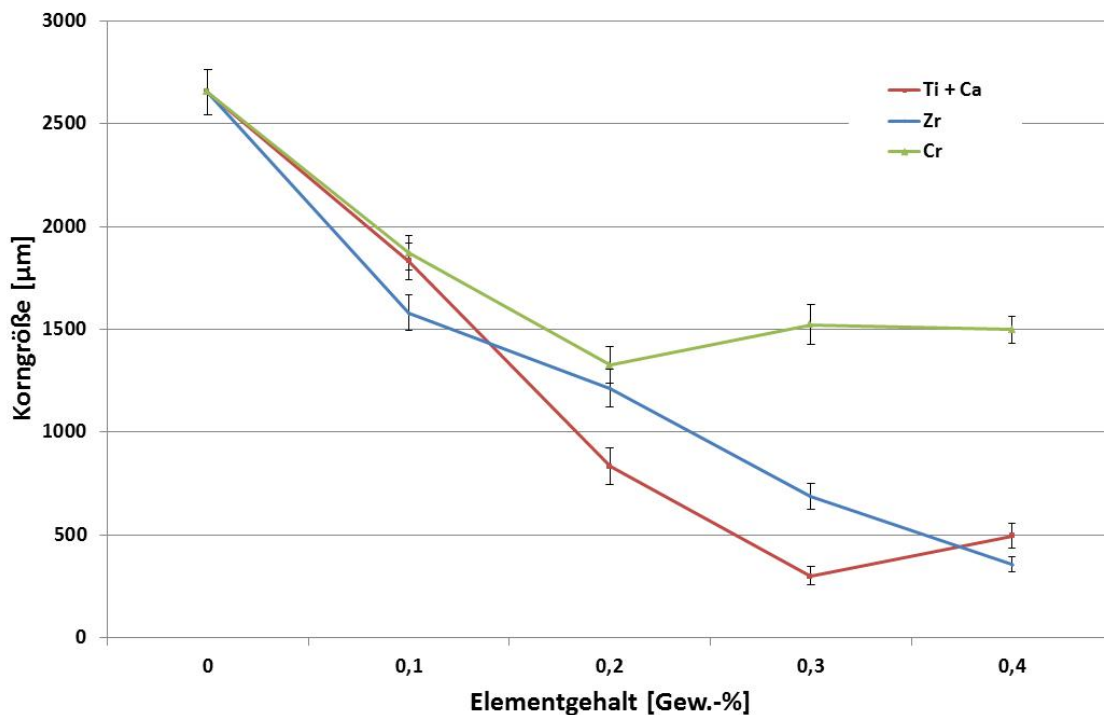


Abbildung 4.34: Korngröße in Abhängigkeit von Ti-, Zr- und Cr-Gehalt; Mn hat keine Verringerung der Korngröße zur Folge

Mn- und Cr-Zugaben haben die Bildung der α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂ begünstigt, die sich mit steigenden Gehalten an Cr und Mn vergrößert. So wird bei 0,4 Gew.-% Cr eine Größe von 95 μ m beobachtet. Eine Zugabe von 1,0 Gew.-% Mn erzeugt α -Phasen mit einer Größe von bis zu 87 μ m. Daran ist der deutlich stärkere Einfluss des Legierungselements Cr auf die α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂-Phase zu erkennen. Sowohl beim Legieren mit Cr als auch mit Mn wurde die Bildung der Phase β -Al₅FeSi nach Überschreitung eines Grenzgehaltes unterdrückt. Dieser Grenzgehalt liegt bei 0,4 Gew.-% Mn bzw. 0,3 Gew.-% Cr.

Durch die kombinierte Zugabe von Ti und Ca wird das Makrogefüge gefeint und gleichzeitig das Al-Si-Eutektikum veredelt, was Verbesserungen der gießtechnologischen Eigenschaften zur Folge hat. Die mechanischen Eigenschaften werden dadurch

aber leicht verbessert.

Im Folgenden wird der Einfluss der untersuchten Legierungselemente auf die Ausbildung des Primär-Siliziums dargestellt. Zr erhöht die Häufigkeit des Auftretens und verringert die Größe der Primär-Si-Kristalle. In den Gefügen Cr-haltiger Schmelzen werden ebenfalls Primär-Si-Kristalle gefunden. Es wurde kein Einfluss eines sich ändernden Cr-Gehalts auf die Größe der Primär-Si-Kristalle festgestellt. Mn hat keinen Einfluss auf Größe der Primär-Si-Kristalle. Die kombinierte Zugabe von Ti und Ca führt zu einer Unterdrückung der Ausbildung der Primär-Si-Kristalle, weil die Lage des eutektischen Punktes des Systems Al-Si sich durch Ca-Zugabe in Richtung höhere Si-Gehalte verschiebt.

Abbildung 4.35 zeigt einen Vergleich der mechanischen Eigenschaften bei 250°C. Die Legierungen auf Basis $\text{AlSi}_{12,9}\text{Cu}_{1,5}\text{Ni}_{0,9}\text{Mg}_{0,4}$ wurden im Gusszustand für 100 h bei 250°C vorausgelagert und dann geprüft. Die Referenzlegierungen AlSi_6Cu_4 und $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}(\text{Cu})$ wurden erst T6-wärmebehandelt und anschließend vorausgelagert. Die Legierung $\text{AlSi}_{12,9}\text{Cu}_{1,5}\text{Ni}_{0,9}\text{Mg}_{0,4}\text{Mn}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}$ hat die besten mechanischen Eigenschaften. Diese Legierung zeichnet sich durch eine hohe Dehngrenze von 99 MPa aus, welche gegenüber der Dehngrenze der Referenzlegierung AlSi_6Cu_4 um 10 % gesteigert wurde. Die Ursachen dafür liegen in Auswahl einer anderen Ausgangszusammensetzung ($\text{AlSi}_{12,9}\text{Cu}_{1,5}\text{Ni}_{0,9}\text{Mg}_{0,4}$) und deren Weiterentwicklung durch eine Verringerung der Größe der Primär-Si-Kristalle, einer effektiven Kornfeinung und der Reduzierung der mittleren maximalen Länge der Phasen $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$. Somit konnten bessere mechanische Eigenschaften bei Einsparung des Prozessschritts Wärmebehandlung erzielt werden.

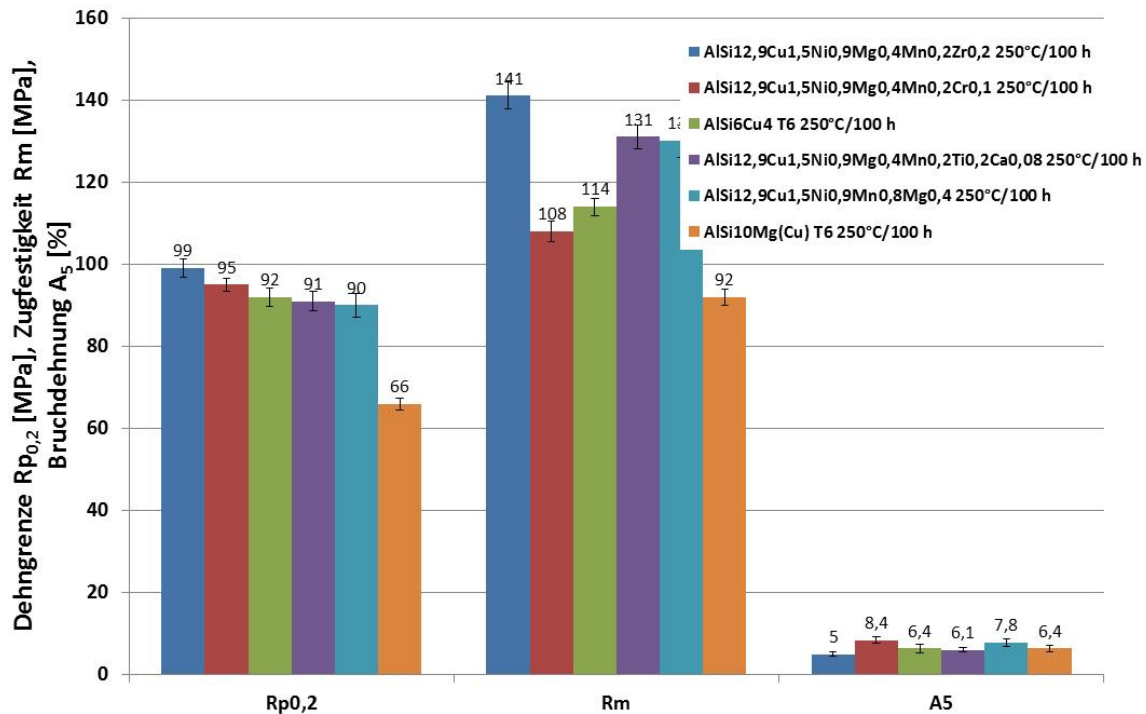


Abbildung 4.35: Vergleich der mechanischen Eigenschaften im Zugversuch bei 250°C nach Vorauslagerung bei 250°C für 100 h der Referenzlegierungen und der optimierten Legierungen geordnet nach fallender Dehngrenze $R_{p0,2}$

Die gießtechnologischen Eigenschaften konnten gegenüber den Referenzlegierungen verbessert werden, Abbildung 4.36. Hier zeigt die Cr-haltige Legierung die besten Eigenschaften, obwohl sie schmelzmetallurgisch Probleme verursacht, vergl. Kapitel 4.3.2.2.

Durch Vergleich der erzielten mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften konnte nachgewiesen werden, dass das Ziel der Arbeit, die Entwicklung einer neuen Zylinderkopfgusslegierung, die den Standardlegierungen preislich und technologisch überlegen ist, erreicht wurde. Die entwickelte Aluminiumgusslegierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2Zr0,2 zeigt im Warmzugversuch deutlich bessere mechanische Eigenschaften als die Referenzlegierung AlSi6Cu4 T6. Allerdings wird im Fall der neuen Legierung keine Wärmebehandlung benötigt, was die Herstellkosten des Zylinderkopfes senkt. Die gießtechnologischen Eigenschaften dieser Legierung sind mit denen der Referenzlegierung AlSi6Cu4 vergleichbar.

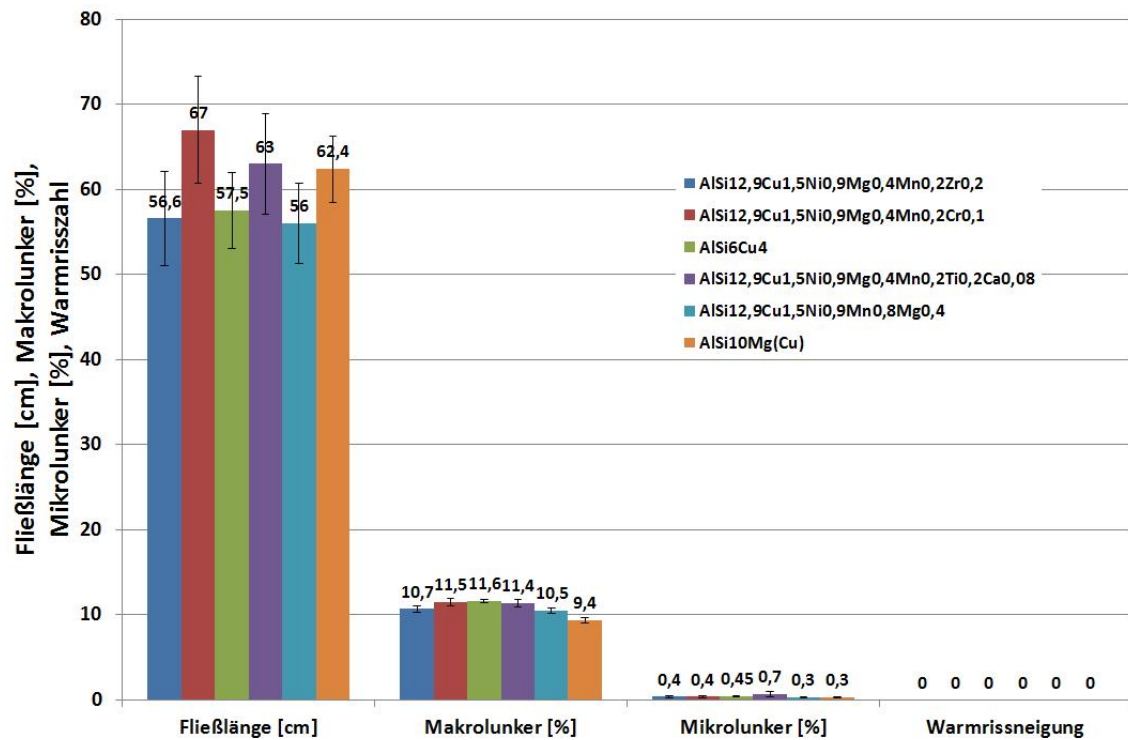


Abbildung 4.36: Vergleich der gießtechnologischen Eigenschaften der optimierten Legierungen mit denen der Referenzlegierungen

Kapitel 5

Zusammenfassung und Ausblick

Die steigenden ökonomischen und ökologischen Ansprüche an Personen- und Nutzfahrzeuge erfordern von der Automobilindustrie die Entwicklung neuartiger Zylinderkopfgusswerkstoffe, die bessere mechanische Eigenschaften zeigen und günstiger herzustellen sind. Die Höchsttemperaturen können in naher Zukunft 300°C und die Spitzendrücke 200 bar überschreiten. Um diesen Herausforderungen gerecht zu werden, wurde an der TU Clausthal in Zusammenarbeit mit der Volkswagen AG und Aluminium Rheinfelden (heute Rheinfelden Alloys) die Strategie verfolgt, eine Legierung zu entwickeln, die ähnliche Eigenschaften zeigt wie die Legierungen in der Zylinderkopfserienproduktion AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu). Dabei soll aber auf eine T6-Wärmebehandlung vollständig verzichtet werden können. Die Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) sind Referenzlegierungen für die entwickelten neuen Legierungen.

Im ersten Schritt wurden Zylinderköpfe aus den Referenzlegierungen im Gusszustand und nach einer T6-Wärmebehandlung untersucht. Die Ergebnisse wurden mit getrennt vergossenen Proben aus einer Probestabkockille verglichen. Zusätzlich wurden im Labor die gießtechnologischen Eigenschaften beurteilt. Diese an den Laborproben ermittelten mechanischen und gießtechnologischen Kennwerte dienen als Referenz für die neu entwickelte Legierung.

Nach einer umfangreichen Literaturanalyse und entsprechenden Vorarbeiten wurden die eutektischen Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 und AlMg7,7Si5,5Mn0,4 als mögliche Ausgangszusammensetzungen für eine Weiterentwicklung ausgewählt. Mit diesen Legierungen wurden umfangreiche Tests durchgeführt. Sie umfassten Erstarrungsrechnungen nach dem Modell Scheil-Gulliver, Gefügeuntersuchungen (auch als Vergleich zur Erstarrungsrechnung), Zugversuche, Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften und des tempera-

turabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten. Als Ergebnis wurde die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 ausgewählt, da sie eine hohe Dehngrenze bei 250°C, gute gießtechnologische Eigenschaften, einen geringen Wärmeausdehnungskoeffizienten sowie ein attraktives PreisLeistungsverhältnis zeigt.

Im nächsten Schritt wurden dieser Basislegierung die Elemente Zirkonium, Chrom, Mangan und kombiniert Titan und Calcium zugegeben, um durch eine Optimierung des Gefüges die Warmfestigkeit, insbesondere die Dehngrenze bei 250°C nach Vorausslagerung für 100 h bei 250°C, zu steigern. Auch hier wurden zu Beginn der Untersuchungen Erstarrungsrechnungen mit der Software Pandat durchgeführt. Diese Berechnungen sollten erste Hinweise auf die Veränderung des Gefüges nach Zugabe der Legierungselemente und Erklärungsansätze von Phänomenen im Gefüge liefern. Die Ergebnisse der Berechnungen wurden mit den Gefügen der Gusslegierungen verglichen. Außerdem wurden die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften bestimmt. Aus den Daten wurde die Wirkungsweise der zugegebenen Elemente in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 abgeleitet.

Die Elemente Titan, Zirkonium und Chrom haben einen feinenden Effekt auf die eutektischen Zellen der Legierung AlSi12CuNiMg. So konnte die Korngröße der Legierung AlSi12CuNiMg durch Zugabe von 0,3 Gew.-% Titan von ca. 2600 μm auf 300 μm verringert werden. Einen ähnlichen Effekt hat Zirkonium. Hier wird das Minimum bei 0,4 Gew.-% Zr erreicht mit einer Korngröße von ca. 360 μm . Der Dendritenarmabstand wird durch die Legierungselemente Zr, Cr, Mn und Ti und Ca nicht beeinflusst. Sowohl Titan als auch Zirkonium bilden ab Gehalten von 0,3 Gew.-% grobe $(\text{Al},\text{Si})_3\text{Ti}$ - bzw. $(\text{Al},\text{Si})_3\text{Zr}$ -Phasen, wobei die Zr-haltigen Phasen eher plattenförmig und die Ti-haltigen Phasen eher nadelförmig auftreten. Die Zugabe von Zr fördert die Ausbildung von primärem Silizium, was anhand von Literaturquellen erläutert wurde [59]. Darüber hinaus wurde durch Legieren mit Zr eine deutliche Verringerung der Länge der $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen erzielt. Eine intensive Untersuchung dieses Sachverhalts könnte weitere interessante Aspekte für die industrielle Anwendung eröffnen. In diesem Zusammenhang wurde erkannt, dass für die Festigkeit einer Al-Si-Cu-Legierung bei 250°C auch $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ -Phasen in Betracht gezogen werden müssen, die deutlich kleiner als 50 μm sind. Durch kombinierte Zugabe von Titan und Calcium wurde eine kombinierte Konfeinung und Veredelung erzielt. Eine von Bäckerud et. al [64] beschriebene Verringerung der mittleren maximalen Plattenlänge durch die kombinierte Zugabe von Ti und Ca konnte nicht bestätigt werden. Mn- und Cr-Zugaben haben die Bildung der Phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cr})_3\text{Si}_2$ begünstigt, die sich mit steigenden Gehalten an Cr und Mn vergrößert. Cr zeigte einen deutlich stärkeren Einfluss auf die Morphologie

der α -Phase.

Die optimale Zugabe verschiedener Gehalte der Übergangselemente Mn, Ti, Zr und Cr konnte im Kokillenguss die 0,2%-Dehngrenze im Warmzugversuch bei 250°C nach Vorauslagerung bei 250°C für 100h bedeutend steigern. Die höchste Dehngrenze von 99 MPa konnte mit der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2Zr0,2 erzielt werden. Die Referenzlegierungen erzielten nach einer T6-Wärmebehandlung und anschließender Auslagerung für 100 h bei 250°C eine Dehngrenze von 92 MPa (AlSi6Cu4) bzw. 66 MPa (AlSi10Mg(Cu)). Im Zuge der Optimierung der mechanischen Eigenschaften der Legierungen auf Basis AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 wurden auch die gießtechnologischen Eigenschaften der Legierungen verbessert.

Im Rahmen dieser Arbeit ist es gelungen, eine warmfeste, thermisch stabile Legierung zu entwickeln, die gegenüber den Standardlegierungen bessere mechanische und gießtechnologische Eigenschaften aufweist. Die Wärmebehandlung bei der Herstellung von Zylinderköpfen kann durch Anwendung der neuen Legierungen entfallen. Somit wird die Entwicklung neuer Motoren ermöglicht, die effizienter arbeiten und günstiger herzustellen sind.

Literaturverzeichnis

- [1] W. Bick, F. Maaßen, F. Haubner, **Leichtbaukonzepte für Dieselmotoren mit einem Spitzendruck von 200 bar**, Giesserei Bd. 91, Nr.3, S.24-30, Giesserei-Verlag, Düsseldorf, 2004
- [2] C.Reeb, H.Zak, B.Tonn, **Alloy Development for Drive Train Applications**, Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties Volume 1, S.121-126, WILEY-VCH GmbH & Co KG, Weinheim, 2008
- [3] S.Klan, **Beitrag zur Evolution von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen**, Dissertation S.Klan, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, 2004
- [4] A. Gröschel, K. Lellig P. Stika, B. Stauder, G. Byczynski, D. Kube, **Aluminiumgussteile für hoch beanspruchte Motoren der neuesten Generation**, VDI-Berichte 2061, S.43-60, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2009
- [5] Y.Daisho, **Developing Environmentally Friendly Motor Vehicle Technologies Eyeing 2020 and Beyond**, Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, 05.-09.09.2010, Yokohama (JP), S.10-19, The Yapan Institute of Light Metals, Yokohama, 2010
- [6] S.Knirsch, A.Reustle, H.Kämpfe, M.Hahne, **Anforderungen an Zylinderkopfflegierungen für Hochleistungsmotoren**, VDI-Berichte 1718, S.127-146, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2003
- [7] V.S.Zolotarevsky, N.A.Belov, M.V.Glazoff, **Casting Aluminium Alloys**, 1.Auflage, Elsevier Ltd., New York (US), 2007
- [8] G.Gottstein **Mechanische Eigenschaften**, Physikalische Grundlagen der Materialkunde, S.191-301, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2007
- [9] F.Vollertsen, S.Vogler, **Werkstoffeigenschaften und Mikrostruktur**, 1.Auflage, S. 1-105, Hanser Verlag, München, 1989

- [10] Askland, D.R., **Materialwissenschaften**, Spektrum Akademischer Verlag Heidelberg, 1996, 3.Auflage, S.125-209
- [11] L.Bäckerud, M. Johnsson, G. Sigworth, **Method of the optimization of the grain Refinement of aluminium alloys**, United States Patent, Patent Nr.6,073,677
- [12] C.Kammer, **Aluminium Taschenbuch 1: Grundlagen und Werkstoffe**, 16.Auflage, Aluminium Verlag GmbH, Düsseldorf, 2009
- [13] ASM Handbook Committee, **ASM Metals Handbook Volume 2 - Properties and Selection: Non-Ferrous Alloys and Special Purpose Materials**, 2. Auflage, ASM International, Metals Park (US), 1992
- [14] F.Ostermann, **Anwendungstechnologie Aluminium: mit 111 Tabellen**, 2.Auflage, S.193-195 & 721-738, Springer Verlag, Berlin, 2007
- [15] Autorenkollektiv, **Hüttenaluminium Gusslegierungen**, Broschüre der Firma Aluminium Rheinfeld GmbH (jetzt: Rheinfelden Alloys), Rheinfelden, 2003
- [16] R.v.Basshuysen, **Lexikon Motorentechnik - der Verbrennungsmotor von A-Z**, 1.Auflage, Vieweg Verlag, Wiesbaden, 2004
- [17] C.Heikel, **Werkstoff- und verfahrenstechnische Bewertung von Zylinderköpfen für Dieselmotoren**, Dissertation, VW-interne Ausgabe, Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg, 2005
- [18] M. Loeprecht, **Berechnungsverfahren zur Betriebsfestigkeit von Diesel-Zylinderköpfen aus Aluminium**, Dissertation Malte Loeprecht, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Aachen, 2001
- [19] A. Pithan, H. Fuchs, S. Röpke, **Potenziale von Aluminiumlegierungen für hoch belastete Zylinderköpfe**, VDI-Berichte 2061, S.119-130, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2009
- [20] M.Easton, C.Davidson, D.StJohn, **Grain Morphology of As-Cast Wrought Aluminium Alloys**, Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, 05.-09.09.2010, Yokohama (JP), S.173-178, The Yapan Institute of Light Metals, Yokohama, 2010
- [21] E.Brunhuber, **Giessereilexikon**, 15.Auflage, Schiele & Schön, Berlin, 1991

- [22] C. Vazquez.Lopez, A. Calderon, M.E. Rodriguez, E. Velasco, S. Cano, R. Colas, S. Valtierra, **Influence of dendrite arm spacing on the thermal conductivity of an aluminium-silicon casting alloy**, Journal of Materials Research Bd.15, S.85-91, Materials Research Society, Warrendale (USA), 1999
- [23] Autorenkollektiv, **Aluminium Gußlegierungen**, Aluminium Gußlegierungen, 5.Auflage, Vereinigung Deutscher Schmelzhütten, Düsseldorf, 1988
- [24] B. Flaig, **Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von GK-AlSi10Mg wa, GK-AlSi12CuMgNi und Gk-AlSi6Cu4**, VDI-Berichte 1473, S.437-454, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1995
- [25] M. Todte, R. Bähr, E. Krebs, **Virtuelle Entwicklungskonzepte für Zylinderköpfe**, VDI-Berichte 1830, S.229-251, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2005
- [26] B. Flaig, K.-H. Lang, **Thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Aluminiumgußlegierungen**, Forschungsberichte Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen - FVV Heft 567, Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen, Karlsruhe, 1994
- [27] L.Bäckerud, G.Chai, J.Tamminen, **Solidification Characteristics of Aluminum Alloys - Volume 2: Foundry Alloys**, 1. Auflage, American Foundry Society/SKANALUMINIUM, Schaumburg, IL, 1990
- [28] ASM Handbook Commitee, **ASM Metals Handbook Volume 15 - Casting**, 2. Auflage, ASM International, Metals Park (US), 1992
- [29] F. Uyma, **Untersuchungen auf dem Gebiet der Al-Mg-Si- und Al/Mg2Si-in-situ Legierungen**, Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, 2007
- [30] H.W.Rockenschaub, R.Gschwandtner, A.Holzinger, J.Mikota, T.Topic, **Charakterisierung der Kolbengusslegierung AlSi12CuNiMg Teil 1**, Giesserei-Praxis 3/2008, S.68-78, Schiele & Schön, Berlin, 2008
- [31] H. Zak, S. Kores, B. Tonn, **Warmfeste Aluminiumgusslegierungen für Zylinderköpfe in direktem Wettbewerb**, Institut für Metallurgie, Technische Universität Clausthal, Clausthal-Zellerfeld, 2005
- [32] Autorenkollektiv, **Aluminiumgusslegierungen**, Broschüre der Firma VAW IMCO, W.A.Meinke Druckerei und Verlag GmbH, Düsseldorf, 1999

- [33] C.L.Chen, A.Richter, R.C.Thomson, **Investigations of mechanical properties of intermetallic phases in multi-component Al-Si alloys using hot-stage nanointendation**, Intermetallics, Nr.18 2010, S.499-508, Elsevier Science, Amsterdam, 2010
- [34] A. Wüstenhagen, B. Tonn **Substitution of Nickel by Combined Addition of Cobalt and Zirconium in Alloy A 332**, Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, 05.-09.09.2010, Yokohama (JP), S.1319-1323, The Yapan Institute of Light Metals, Yokohama, 2010
- [35] D. Altenpohl, **aluminium von innen - Das Profil eines modernen Metalles**, 5.Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1994
- [36] B. Otte, **Aluminium Gusswerkstoffe für Hochleistungskolben**, VDI-Berichte Nr. 1612, S.169-173, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2001
- [37] L.F.Mondolfo, **Alluminium Alloys - Structure and Properties**, Aluminium Alloys - Structure and Properties, 1.Auflage, Butterworths Group, London, 1976
- [38] W. Schneider, **Highly stressed automotive engines of aluminium - Challenges for the casting technology and material development**, Giessereiforschung 57 Nr.2, S.2-6, Giesserei-Verlag, Düsseldorf, 2005
- [39] E. Brunhuber, **Zusammenfassender Bericht über Untersuchungen an übereutektischen Aluminium-Silicium-Legierungen**, Gießerei-Praxis Nr. 3/1974, S.39-47, Schiele und Schön, Berlin, 1972
- [40] K.Niwa, K.Matsuda, J.Nakamura, T.Sato, S.Ikeno, **The Effect of Ag and Cu Addition on Precipitation Sequence in Al-1.0mass% Mg2Si-Excess 0.4mass% Si Alloy**, Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties Volume 1, S.1057-1061, WILEY-VCH GmbH & Co KG, Weinheim, 2008
- [41] T.Knych, A.Mamala, B.Smyrak, P.Uljasz, **AlMgSi Alloy Properties Evolution Due to Long Time Elevated Temperature Exposition**, Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties Volume 2, S.1554-1559, WILEY-VCH GmbH & Co KG, Weinheim, 2008
- [42] J.Go, B.Schouws, E.Smet, P.Ratchev, A.Wise, **The Effect of Mn on the Properties of Al-Mg-Si Alloys**, Aluminium Alloys - Their Physical and

- Mechanical Properties Volume 1, S.91-97, WILEY-VCH GmbH & Co KG, Weinheim, 2008
- [43] G.K.Sigworth, T.A.Kuhn, **Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys**, International Journal of Metalcasting/Fall 07, S. 31-40, American Foundry Society, Schaumburg, IL (US), 2007
 - [44] N.Belov, D.Eskin, A.Aksenov, **Multicomponent Phase Diagrams: Applications For Commercial Aluminium Alloys**, 1.Auflage, Elsevier Ltd., Oxford (UK), 2005
 - [45] R. Gerke-Cantow, **Beitrag zur Herstellung hochfester Aluminium-Feingussteile**, Beitrag zur Herstellung hochfester Aluminium-Feingussteile, 1.Auflage, PAPIERFLIEGER, Clausthal-Zellerfeld, 2005
 - [46] R.Gerke-Cantow, B.Prinz, R.Döpp, **Control of AlCu4Ti Melts in Investment Casting**, Giessereiforschung 61 Nr.2, S.22-29, Giesserei-Verlag, Düsseldorf, 2009
 - [47] K.E.Knipling, D.C.Dunand, D.N.Seidman, **Nucleation and Precipitation Strengthening in Dilute Al-Ti and Al-Zr Alloys**, Metallurgical and Materials Transactions A, Bd.38A,S.2552-2563, The Minerals, Metals and Materials Society and ASM International, Warrendale (US), 2007
 - [48] P. Zimmermann, J. Gobrecht, **Warmfeste Aluminium-Magnesium-Silizium-Gußlegierungen für temperaturwechselbeanspruchte Gußstücke**, Aluminium 1980, Heft 5, S.323-328, Aluminium Zentrale Isernhagen, 1980
 - [49] M. Zeren, E. Karakulak, **Influence of Ti addition on the microstructure and hardness properties of near-eutectic Al-Si alloys**, Journal of Alloys and Compounds Bd.450, S.255–259, Elsevier Ltd., Oxford (UK), 2008
 - [50] G.K.Sigworth, M.M.Guzowski, **Kornfeinung untereutektischer Al-Si-Gusslegierungen**, Gießerei-Praxis, Nr.5/1987, S.51-58, Fachverlag Schiele & Schön GmbH, Berlin, 1987
 - [51] G.Sigworth, **Growing the Wide World of 300 Series Aluminum**, Modern Casting/May 2009, S.41-44, American Foundry Society, Schaumburg, IL, 2009
 - [52] S.Zima, **Motorkolben - Bauarten, Betrieb, Schäden**, 1.Auflage, S.97-146, Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden, 2005

- [53] ASM Handbook Committee, **ASM Metals Handbook Volume 9 - Metallurgy and Microstructures**, 10.Auflage, ASM International, Metals Park (US), 2004
- [54] J.P.Anson, J.E.Grzeski, M.Stucky, **Effect of Strontium Concentration on Microporosity in A356 Aluminium Alloy**, AFS Transactions, 150th Annual Castings Congress, Dallas (Tx), American Foundry Society, Des Plaines (IL - USA), 2001
- [55] G. Chai, L. Bäckerud, **Einige Einflußgrößen auf die Veredelung von Aluminiumgußlegierungen bei Zusatz von strontiumhaltigen Vorlegierungen**, Giesserei-Praxis Nr.11/12 1993, S. 206-213, Schiele und Schön, Berlin, 1993
- [56] E. Di Russo, **The Atlas of Microstructures of Aluminium Casting Alloys**, Edimet Spa., Brescia, 2009
- [57] N.Belov, D.Eskin, N.N.Avxentieva, **Constituent Phase Diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si System and their Application to the Analysis of Aluminium Piston Alloys**, Acta Materialia, Vol.53, S.4709-4722, Elsevier Ltd., Oxford (UK), 2005
- [58] C.R.Loper, Jr., J.-I. Cho, **Influence of Trace Amounts of Calcium in Aluminium Casting Alloys - Review of Literature**, AFS Transactions, Vol.108, S. 585-592, American Foundry Society, Schaumburg, IL (USA), 2000
- [59] O.Zak, B.Tonn, **Feinung des Primärsiliziums durch kombinierte Zugabe von Phosphor und Titan bzw. Phosphor und Zirkonium**, Giesserei-Praxis, Bd.60, 281-284, Schiele & Schön, Berlin, 2009
- [60] O.Zak, B.Tonn, A.Baesgen, L.Kallien, **Verfahren zur prozesssicheren und kosteneffektiven Herstellung von verschleißbeanspruchten Aluminiumussteilen im Druckguss**, Druckguss, Nr.7, 215-218, Schiele & Schön, Berlin, 2009
- [61] H.Zak, M.Hampl, B.Tonn, **Häufig verwendete Al-Si-Sekundärlegierungen**, Giesserei-Praxis, Nr.5, S.167-173, Schiele & Schön, Berlin, 2008

- [62] Z.Ma, A.M.Samuel, F.H.Samuel, H.W.Doty, S.Valtierra, **Einfluss des Eisengehalts und der Abkühlgeschwindigkeit auf die Zugfestigkeitseigenschaften von G-AlSi6Cu4-Legierungen im unveredelten und strontiumveredelten Zustand**, Giesserei-Praxis, Nr.5, S.131-138, Schiele & Schön, Berlin, 2006
- [63] J.Gobrecht, **Schwerereicherungen von Eisen, Mangan und Chrom in Aluminium-Silicium-Gußlegierungen (Teil 1)**, Giesserei, Band 62, S.263-266, Schiele & Schön, Berlin, 1975
- [64] L.Bäckerud, L.Arnberg, G.Chai, **Method of Reducing the Formation of Primary Platelet-Shaped Beta-Phase in Iron Containing AlSi-Alloys, in particular in Al-Si-Mn-Fe-Alloys**, United States Patent, Patent-Nr.: US 6,267,829 B1, 31.07.2001
- [65] C.Gan, E.Hornbogen, **Gefüge und thermische Volumenänderungen von Al-Si-Legierungen**, Z.Metallkde., Bd.80, H.10, S.692-697, Carl Hanser Verlag, München, 1989
- [66] ASM Handbook Committee, **ASM Metals Handbook Volume 3 - Alloy Phase Diagrams**, 1. Auflage, ASM International, Metals Park (US), 1992

Abbildungsverzeichnis

1.1	Weltweite Entwicklung der Emissionsgrenzwerte für Kohlenstoffdioxid pro gefahrenen Kilometer (g/km) für PKW [5]	11
2.1	Festigkeitszu- bzw. -abnahme mit der Ausscheidungsgröße bei gleichbleibendem Volumenanteil der Ausscheidungen nach [8]	20
2.2	Zylinderkopf in einem PD-Dieselmotor [17]	22
2.3	Riss am Steg zwischen Ein- und Auslassventil eines Zylinderkopfes [17]	23
2.4	Festigkeit mit Wärmebehandlung (durchgezogene Linie), Festigkeit im Gusszustand (gestrichelte Linie) und Dehnung im Gusszustand (gestrichelt-gepunktete Linie) im System Al-Si [10]	26
2.5	Bruchlastspielzahl N_B (ermittelt für ein Belastungsverhältnis von $R=0,2$ und eine Amplitude $\sigma_a=52$ MPa) und Wärmeleitfähigkeit λ in Abhängigkeit vom sekundären Dendritenarmabstand [22, 25]	27
2.6	Zusammenhang Zylinderkopfaufgaben - Beanspruchung - Anforderungen, nach [1, 3, 6, 14, 16, 17, 18, 19, 22, 24, 25, 26]	28
2.7	Zustandsdiagramm Aluminium - Silizium, berechnet mit Thermo-Calc	32
2.8	Ausschnitt aus dem Zustandsdiagramm Aluminium - Kupfer, berechnet mit Therm-Calc	33
2.9	Härte intermetallischer Phasen und Reinaluminiums bei verschiedenen Temperaturen nach [33] mit Bezeichnungen nach Tabelle ??, S. ??	34
2.10	Einfluss der Auslagerung auf die mechanischen Eigenschaften bei 250°C der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu), Probestäbe im Institut für Metallurgie hergestellt und geprüft	35
2.11	Zustandsdiagramm Aluminium - Magnesium nach [66]	35
2.12	Zustandsdiagramme Al-Ti (links) und Al-Zr (rechts) berechnet mit Thermo-Calc	40

3.1	Vorgehensweise und Untersuchungsmethoden bei der Entwicklung naturharter Aluminiumlegierungen	44
3.2	Untersuchungen und Probenumfang während der Ermittlung von Referenzwerten mit den Legierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu); für Bezeichnung der Zylinderkopf-Ebenen siehe Abbildungen ?? und ?? .	45
3.3	Untersuchungen und Probenumfang während der Versuche zur Auswahl der besten Legierungen für eine Weiterentwicklung	46
3.4	Untersuchungen und Probenumfang während der Weiterentwicklung der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4	49
3.5	Liquidusprojektion des Systems Al-Mg-Si nach [66]	51
3.6	Gefügebilder aus der Kokille für Pilzproben zur chemischen Analyse der Legierungen AlMg6,4Si2,4Mn0,7 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7, die am Institut für Metallurgie der TU Clausthal gegossen wurden	52
3.7	Probestabkokille nach DIN 29 531	57
3.8	Dilatometerprobe mit aufgeschweißten Thermoelementen	57
3.9	Gießspirale mit Probe	58
3.10	Sternkokille mit Probe	58
3.11	Aufgeschnittene und geschliffene Lunkerprobe (links) und bearbeitetes Bild (rechts)	60
3.12	Geöffnetes Dilatometer mit eingelegter Probe und α -Messkopf	61
3.13	Vergleich geätztes Makrogefüge AlSi12CuNiMg(links) und bearbeitetes Bild für die Auswertung(rechts)	62
4.1	Zylinderkopf aus der Referenzlegierung AlSi6Cu4 mit den gemessenen sekundären Dendritenarmabständen und Dehngrenzen bei Raumtemperatur und 250°C im Gusszustand und nach T6-Wärmebehandlung; Ebene A=Brennraumplatte; Ebene B=Mitte Zylinderkopf; Ebene C=Steuerblock	66
4.2	Zylinderkopf aus der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu) mit den gemessenen sekundären Dendritenarmabständen und Dehngrenzen bei Raumtemperatur und 250°C im Gusszustand und nach T6-Wärmebehandlung; Ebene A=Brennraumplatte; Ebene B=Mitte Zylinderkopf; Ebene C=Steuerblock	67
4.3	Vergleich der erzielten Dehngrenzen von Zylinderkopfproben aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) und getrennt vergossenen Proben aus den gleichen Legierungen bei 250°C nach einer T6-Wärmebehandlung	68

4.4	Vergleich der gemessenen sekundären Dendritenarmabstände von Zylinderkopfproben aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) und getrennt vergossenen Proben aus den gleichen Legierungen	68
4.5	Einfluss von Prüftemperatur und Vorauslagerung auf die Dehngrenze der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)	69
4.6	Gefüge der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 (links) und AlSi10Mg(Cu) (rechts) im Gusszustand	76
4.7	Für mechanische Eigenschaften schädliche β -Nadeln in Nachbarschaft von α -Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ (hellgraue, kompakte Phasen) und Silizium (graue „Höcker“) in der Legierung AlSi6Cu4	77
4.8	Gefüge der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4	80
4.9	Gefüge der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7	81
4.10	Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur geordnet nach fallender Dehngrenze; Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) wurden T6-wärmebehandelt und geprüft, AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurden im Gusszustand geprüft	84
4.11	Mechanische Eigenschaften bei 250°C geordnet nach fallender Dehngrenze; Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) wurden T6-wärmebehandelt und geprüft, AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurden im Gusszustand geprüft	85
4.12	Mechanische Eigenschaften bei 250°C nach Vorauslagerung (250°C/100h) geordnet nach fallender Dehngrenze; Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) wurden nach einer T6-Wärmebehandlung vorausgelagert und geprüft, AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 wurden im Gusszustand vorausgelagert und geprüft	85
4.13	Gießtechnologische Eigenschaften der untersuchten Legierungen . . .	87
4.14	Formfüllungsvermögen und Vorlauffängen der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) und der Legierungen AlMg7Si5Mn und AlSi12CuNiMg	88
4.15	Temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizienten der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7 sowie der Referenzlegierungen AlSi10Mg(Cu) und AlSi6Cu4	89

4.16	Phasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,1 Gew.-% Zr, Phasenbezeich- nungen siehe Tabelle ??	93
4.17	Phasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,2 Gew.-% Zr, Phasenbezeich- nungen siehe Tabelle ??	94
4.18	Phasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,1 Gew.-% Ti, Phasenbezeich- nungen siehe Tabelle ??	97
4.19	Phasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,2 Gew.-% Ti, Phasenbezeich- nungen siehe Tabelle ??	97
4.20	Gefüge der Proben mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Zr	99
4.21	Gefüge der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 (Basiszusam- mensetzung)	100
4.22	(Al,Si) ₃ Zr-Phase in der Probe mit 0,3 Gew.-% Zr	102
4.23	Gießtechnologische Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0 bis 0,4 Gew.-% Zr	103
4.24	Gefüge der Proben mit 0,1-0,4 Gew.-% Cr	105
4.25	Phase α -Al ₁₅ (Fe,Mn,Cr) ₃ Si ₂ in der Probe mit 0,1 Gew.-% Cr	106
4.26	Phase α -Al ₁₅ (Fe,Mn,Cr) ₃ Si ₂ in der Probe mit 0,2 Gew.-% Cr	107
4.27	Gießtechnologische Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0-0,4 Gew.-% Cr	108
4.28	Gefüge der Proben mit 0,4-1,0 Gew.-% Mn	111
4.29	α -Phase umgeben von Matrix mit 2 Messpunkten für die EDX-Analyse	111
4.30	Gießtechnologische Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 mit 0,2-1,0 Gew.-% Mn	113
4.31	Gefüge der Proben mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Ti	116
4.32	AlTiSi-Phase in der Legierung AlSi12CuNiMg mit 0,4 Gew.-% Ti und 120 ppm Ca	117
4.33	Gießtechnologische Eigenschaften der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60-120 ppm Ca	118
4.34	Korngröße in Abhängigkeit von Ti-, Zr- und Cr-Gehalt; Mn hat keine Verringerung der Korngröße zur Folge	120
4.35	Vergleich der mechanischen Eigenschaften im Zugversuch bei 250°C nach Vorauslagerung bei 250°C für 100 h der Referenzlegierungen und der optimierten Legierungen geordnet nach fallender Dehngrenze Rp _{0,2}	122

4.36 Vergleich der gießtechnologischen Eigenschaften der optimierten Legierungen mit denen der Referenzlegierungen	123
--	-----

Tabellenverzeichnis

2.1	Löslichkeit im α -Mischkristall und Atomradiendifferenz zwischen Element und Aluminium für verschiedene mischkristallverfestigende Elemente geordnet nach der Atomradiendifferenz [12, 13]	17
2.2	Chemische Zusammensetzung und Phasenzusammensetzung aushärtbarer Systeme, nach [7]	21
2.3	Vergleich der Dendritenarmabstände, Wärmeleitfähigkeiten, des erwarteten Lebensdauer- und Thermoschockverhaltens der Legierungen AlMg7Si5Mn, AlSi12CuNiMg, AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu), DAS gemessen, Wärmeleitfähigkeit, Lebensdauerverhalten und Thermoschockbeständigkeit nach [13]	26
2.4	Naturharte Knetlegierungen und deren Festigkeiten [13]	30
2.5	Qualitativer Vergleich möglicher Gusslegierungssysteme für die Entwicklung einer im Gusszustand warmfesten Aluminiumlegierung [12, 13, 23, 7]	30
2.6	Aushärtungsverhalten der Legierung AlSi6Cu4 nach [31, 35]; Zugversuche zur Prüfung der Dehngrenze wurden am Institut für Metallurgie der TU Clausthal durchgeführt	36
3.1	Zugabemengen und Wirkungsweisen der Übergangselemente für die Legierungsoptimierung, Basis war die Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4	47
3.2	Normzusammensetzung der Legierung AlSi12CuNiMg gemäß Norm EN 1706 [30]	49
3.3	Einsatzmaterialien für die Herstellung der Versuchsschmelzen	54
3.4	Während der Versuche verwendete Gieß- und Kokillentemperaturen	56
4.1	Gemessene chemische Zusammensetzung der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)	64

4.2	Wärmebehandlungsparameter der Zylinderköpfe aus den Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu)	64
4.3	Häufige intermetallische Phasen im Multikomponentensystem Al-Cu-Fe-Mg-Mn-Ni-Si nach [57, 53]	72
4.4	Chemische Sollzusammensetzung der eutektischen Legierungen für Vorversuche	72
4.5	Reaktionen während der Erstarrung der Referenzlegierung AlSi6Cu4 .	73
4.6	Reaktionen während der Erstarrung der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu)	73
4.8	Reaktionen während der Erstarrung der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7	73
4.7	Reaktionen während der Erstarrung der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4	74
4.9	Ergebnisse der Phasenanalyse der Referenzlegierung AlSi6Cu4 geordnet nach den von Pandat berechneten Ausscheidungstemperaturen der Phasen	78
4.10	Ergebnisse der Phasenanalyse der Referenzlegierung AlSi10Mg(Cu) geordnet nach den von Pandat berechneten Ausscheidungstemperaturen der Phasen	78
4.11	Gemessene chemische Zusammensetzung der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7	78
4.12	Vergleich der sekundären Dendritenarmabstände der Referenzlegierungen AlSi6Cu4 und AlSi10Mg(Cu) mit denen der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 und AlMg7,7Si5,5Mn0,7	79
4.13	Ergebnisse der Phasenanalyse der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4 geordnet nach den mit Pandat berechneten Ausscheidungstemperaturen der Phasen	80
4.14	Ergebnisse der Phasenanalyse der Legierung AlMg7,7Si5,5Mn0,7 geordnet nach den mit Pandat berechneten Ausscheidungstemperaturen der Phasen	81
4.15	Härten der Legierungen nach einer T6-Wärmebehandlung (AlSi6Cu4, AlSi10Mg(Cu)) bzw. im Gusszustand (AlSi12CuNiMg, AlMg7Si5Mn); Prüftemperatur war Raumtemperatur	83
4.16	Vorlauftlängen der Legierungen AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4, AlMg7,7Si5,5Mn0,7, AlSi10Mg(Cu) und AlSi6Cu4	88
4.17	Einfluss des Zr-Gehalts auf die Ausscheidungstemperaturen ausgewählter Phasen in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2 . . .	91
4.18	Übersetzung der Pandat-Bezeichnungen der Phasen in Standardbezeichnungen	93

4.19	Einfluss des Cr-Gehalts auf die Ausscheidungstemperaturen ausgewählter Phasen in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2; α ist hier die Phase α -Al ₁₅ (Fe,Mn,Cr) ₃ Si ₂	94
4.20	Einfluss des Mn-Gehalts auf die Ausscheidungstemperaturen ausgewählter Phasen in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4	95
4.21	Einfluss des Ti-Gehalts auf die Ausscheidungstemperaturen ausgewählter Phasen in der Legierung AlSi12,9Cu1,5Ni0,9Mg0,4Mn0,2	96
4.22	Chemische Zusammensetzung der Proben mit 0 bis 0,4 Gew.-% Zr	98
4.23	Gefügeparameter der Gefügeproben mit 0,0 bis 0,4 Gew.-% Zr	102
4.24	Mechanische Eigenschaften der Legierungen mit 0 bis 0,4 Gew.-% Zr bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C	103
4.25	Chemische Zusammensetzung der Proben mit 0-0,4 Gew.-% Cr	104
4.26	Gefügeparameter der Proben mit 0-0,4 Gew.-% Cr; α bezeichnet hier die Phase α -Al ₁₅ (Fe,Mn,Cr) ₃ Si ₂	107
4.27	Mechanische Eigenschaften der Legierungen mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Cr bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C	108
4.28	Chemische Zusammensetzung der Proben mit 0,2 bis 1,0 Gew.-% Mn	109
4.29	Gefügeparameter der Proben mit 0,2 bis 1,0 Gew.-% Mn	112
4.30	Chemische Zusammensetzung der Punkte x1 und x2 aus Abbildung ??	112
4.31	Mechanische Eigenschaften der Legierungen mit 0,2 bis 1,0 Gew.-% Mn bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C	112
4.32	Chemische Zusammensetzung der Proben mit 0,1-0,4 Gew.-% Ti und 60-120 ppm Ca	114
4.33	Gefügeparameter der Proben mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60 - 120 ppm Ca	116
4.34	Mechanische Eigenschaften der Legierungen mit 0,1 bis 0,4 Gew.-% Ti und 60 bis 120 ppm Ca bei 250°C nach einer Vorauslagerung für 100 h bei 250°C	118

Symbolverzeichnis

A	Konstante bei der Berechnung des sekundären Dendritenarmabstandes, welcher die chemische Zusammensetzung der Legierung berücksichtigt
b	Burgersvektor
c_L	Durchschnittsgehalt des Legierungselements in der Restschmelze
c_0	Ausgangsgehalt des Legierungselements
d	Korngröße
D	Diffusionskoeffizient
DAS	sekundärer Dendritenarmabstand
$\Delta\tau_{AUS}$	Erhöhung der kritischen Schubspannung durch Ausscheidungsverfestigung
E	Kraft pro Längeneinheit, die durch Anlegen einer Spannung auf eine Versetzung wirkt
E_V	Versetzungsenergie
f	Volumenanteil der Ausscheidungen
f_s	Festphasenanteil
G	Schubmodul
γ	effektive Grenzflächenenergie (berücksichtigt die Energie zur Bildung von Phasen- bzw. Antiphasengrenzen und die Unterschiede der Stapelfehlerenergie zwischen Matrix und Ausscheidung)
k	Verteilungskoeffizient
K	Vereinfachungsterm ($K=\sqrt{\tau_0 2Gb}$)
KF	Kornfeinung
κ	Winkel zwischen Gleitebenennormale und angreifender Spannung
λ	Winkel zwischen Gleitrichtung und angreifender Spannung
MKV	Mischkristallverfestigung
r	Ausscheidungsradius
R	Belastungsverhältnis bei dynamischer Last ($=\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$)
r_0	Grenzradius (maximale Festigkeit bei Ausscheidungsverfestigung)

R_p	Dehngrenze eines Werkstoffs
$R_{p0,2}$	Dehngrenze eines Werkstoffs bei 0,2% plastischer Dehnung
s	Länge der Versetzung
t	lokale Erstarrungszeit
T	Temperatur
τ	Schubspannung
$\tau_{(Anti)Phasengrenze}$	Erhöhung der kritischen Schubspannung durch Bildung neuer Phasen- und Antiphasengrenzen
τ_{AUS}	resultierende kritische Schubspannung bei Ausscheidungshärtung
τ_{dia}	Erhöhung der kritischen Schubspannung durch Schubmoduleffekt
τ_{DISP}	resultierende kritische Schubspannung bei Dispersionshärtung
τ_{FKV}	resultierende kritische Schubspannung bei Feinkornverfestigung
τ_{MKV}	resultierende kritische Schubspannung bei Mischkristallverfestigung
τ_{pass}	Passierspannung
τ_{para}	Erhöhung der kritischen Schubspannung durch Gitterparameter-effekt
τ_{plus}	zusätzlich erforderliche Schubspannung
$\tau_{schneid}$	Schneidspannung
$\tau_{Stapelfehler}$	Erhöhung der kritischen Schubspannung durch Unterschiede der Schubmodule der Matrix und der Ausscheidung
τ_0	kritische Schubspannung, die für eine Versetzungsbewegung mindestens notwendig ist